

М.Х. ШОРШОРОВ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

СВАРКИ
СТАЛИ
И
СПЛАВОВ
ТИТАНА



АКАДЕМИЯ НАУК СССР
■
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ ПО ЧЕРНОЙ
И ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ ПРИ ГОСПЛАНе СССР
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ им. А. А. БАЙКОВА



М. Х. ШОРШОРОВ

**МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ
СВАРКИ СТАЛИ
И СПЛАВОВ ТИТАНА**

**ИЗДАТЕЛЬСТВО «НАУКА»
МОСКВА 1965**

УДК 669-15 : 621.791 : 669.14.018 + 669.295.5

В монографии рассмотрены вопросы теории фазовых превращений в сталях и сплавах титана в неравновесных условиях, характерных для сварки, а также ряд процессов термической и термопластической обработки, осуществляемых при непрерывном изменении температуры. Дан анализ механизма задержанного разрушения закаленной стали и сплавов титана с различным пределом текучести и условий образования холодных трещин в сварных соединениях этих материалов. Систематизированы и предложены новые меры предупреждения трещин путем рационального легирования и применения технологических средств сварки термической и термоэластической обработки. Разработана система критериев расчетного выбора параметров режимов и технологии сварки и последующей термообработки, обеспечивающих оптимальные свойства и структуру сварных соединений. Рассмотрены новые пути повышения прочности сварных соединений и конструкций с помощью термоэластической и механико-термической обработки.

Книга обобщает исследования автора, выполненные в Институте металлургии им. А. А. Байкова в течение 1952—1963 гг. Она предназначена для научных работников, занятых теоретическим изучением металлостроения, прочности, технологии сварочных процессов, термической и термопластической обработки, а также для широкого круга инженеров — сварщиков и термистов, занятых в химическом, энергетическом и общем машиностроении, судостроении, оборонной и авиационной промышленности.

Ответственный редактор

член-корреспондент АН СССР

Н. Н. РЫКАЛИН

ОТ РЕДАКТОРА

Легированные стали повышенной и высокой прочности занимают в народном хозяйстве одно из ведущих мест среди материалов для ответственных сварных конструкций. Титан и его сплавы являются новыми конструкционными материалами. Благодаря исключительно выгодному сочетанию удельной прочности с коррозионной стойкостью и теплоустойчивостью, они с каждым годом находят все новые и новые области применения, с успехом заменяя ряд высокопрочных и нержавеющей сталей, сплавов алюминия, магния и некоторых других цветных металлов. В настоящее время сплавы титана наряду с легированными сталями используются как в новых отраслях техники (ракетостроение, атомная энергетика, реактивная авиация), так и в судостроении, энергетическом, химическом и общем машиностроении. В решениях партии и правительства, направленных на скорейшее создание материально-технической базы коммунизма и укрепление обороноспособности нашей страны, развитию производства высокопрочных сталей и сплавов титана уделяется перво-степенное внимание.

Успех в создании и внедрении в промышленность новых марок высокопрочной легированной стали и сплавов титана во многом определяется степенью разработки вопросов металловедения и металлургии сварки этих материалов. Уже сейчас можно утверждать, что ряд требований (чистота, химический состав, структура и свойства основного металла, присадочные материалы), определяемых сварочными процессами, способствовал улучшению технологии металлургического производства и уточнению систем легирования и допустимого содержания примесей. Особенно это относится к сплавам титана, производство которых находится в стадии становления.

Высокий уровень развития сварочных процессов у нас в стране был достигнут в годы советской власти благодаря фундаментальным исследованиям советских ученых в области новых источников энергии, способов и оборудования для сварки, теории тепловых процессов, металлургии, металловедения и прочности, проведенным в Институте электросварки им. Е. О. Патона АН УССР, ЦНИИТМаш, ИМЕТ им. А. А. Байкова, МВТУ, ЛПИ, МАТИ, ЦКТИ, ЦНИИЧермет и ряде других институтов и заводских лабораторий. К их числу относятся также исследования по теории и технологии сварки легированной стали повышенной и высокой прочности и сплавов титана.

Среди этих трудов исследования М. Х. Шоршорова отличаются своим подходом к изучению и регулированию физических процессов в металлах при сварке. Этот подход основан на теории тепловых процессов и на тех расчетных методах, которыми она располагает для анализа изменения температуры, деформаций и напряжений в сварных соединениях в зависимости от способа, параметров режима и технологии сварки. Рассматриваемый комплекс работ М. Х. Шоршорова отличается также систематичностью исследований, разнообразием методических средств, а главное — широтой и глубиной теоретического анализа фазовых превращений в неравновесных условиях и их влияния на прочность металлов при сварке. Эти работы во многом способствовали созданию и развитию нового научного направления в теории сварочных процессов, охватывающего вопросы физического металловедения сварки, разработка которых требует учета одновременного влияния сложных тепловых, механических и химических воздействий на металл.

В монографии рассмотрены следующие основные вопросы.

1. Фазовые превращения и структурные изменения легированной стали и сплавов титана в условиях непрерывного нагрева и охлаждения при сварке с учетом изменений физической и химической неоднородности высокотемпературных фаз, а также факторы и явления, определяющие степень этой неоднородности: характер исходной структуры; взаимодействие мигрирующих границ с примесями и легирующими элементами при собирательной рекристаллизации; перераспределение легирующих элементов и примесей между матрицей и новыми твердыми и жидкими фазами, образующимися при высокотемпературном нагреве; гомогенизация; взаимодействие дислокаций, возникающих вследствие пластической деформации, с легирующими элементами и примесями и т. д.

2. Механизм задержанного разрушения закаленной стали и сплавов титана с различным пределом текучести и образования холодных трещин в сварных соединениях этих материалов (рассматривается с позиций современных представлений теории вакансий и дислокаций); причины, условия возникновения и меры предупреждения этого технологического дефекта, в частности путем термомеханической обработки сварных изделий.

3. Критерии расчетного выбора технологии и режимов сварки, основанные на установлении связи между параметрами термических циклов и изменениями структуры и механических свойств сварных соединений с учетом рационального сочетания режимов термообработки до и после сварки; характеристики свариваемости сталей и сплавов титана различных структурных классов и рекомендации по их легированию; повышение прочности сварных соединений сталей и сплавов титана с помощью термомеханической и механико-термической обработки.

4. Новые методы и аппаратура, применяемые для исследования кинетики фазовых превращений и изменений структуры и свойств металлов при сварке, для оценки сопротивляемости металлов задержанному разрушению и образованию холодных трещин при сварке, а также для определения основных характеристик свариваемости металлов и сплавов.

Новейшие представления в области физического металловедения, теории дислокаций, механики материалов и теории тепловых процессов при сварке позволили автору дать современную физическую трактовку процессов, определяющих структуру и свойства сварных соединений, а также предложить ряд новых методов их исследования и регулирования. Практическая ценность монографии заключается в том, что она обосновывает расчетный выбор технологии сварки сталей и сплавов титана и пролагает новые пути повышения прочности сварных соединений и конструкций из этих материалов.

Монография построена в основном на материалах оригинальных исследований автора, охватывающих большую группу промышленных и опытных перлитных и мартенситных сталей, α - и $\alpha+\beta$ -сплавов титана. Исследования проведены в 1952—1963 гг. в Институте металлургии им. А. А. Байкова.

Монография предназначена для научных работников и инженеров, занятых изучением металловедения и технологии сварки, термической обработки и новых процессов повышения прочности металлов и сварных конструкций, основанных на комбинации термической обработки с пластической деформацией. Благодаря разработке ряда общих вопросов теории фазовых превращений в неравновесных условиях и механизма задержанного разрушения металлов книга представляет интерес и для специалистов в области физического металловедения и прочности.

Член-корреспондент АН СССР Н. Н. РЫКАЛИН

ВВЕДЕНИЕ

Основные проблемы повышения конструктивной прочности сварных изделий из перлитных и мартенситных сталей и α - и $\alpha+\beta$ -сплавов титана связаны с высокой склонностью этих материалов к образованию холодных трещин при сварке и задержанному разрушению, а также с понижением пластичности и прочности соединений в сравнении с основным металлом. В ряде случаев известные методы упрочнения за счет легирования и термической обработки не позволяют удовлетворительно решать эту проблему без специальных методов регулирования структуры и свойств сварных соединений в процессе сварки. Указанные стали и сплавы титана обладают повышенной реакцией на термический цикл сварки, в результате чего в околошовной зоне, шве и других участках сварных соединений происходят неблагоприятные изменения структуры и свойств. К основным явлениям, лимитирующим повышение конструктивной прочности сварных изделий из этих материалов, следует отнести: развитие химической и физической неоднородности в сварных швах (внутрикристаллическая неоднородность, полигонизация), в околошовной зоне (рост зерна, перегрев) и на границе сплавления, образование хрупких закалочных структур в шве и околошовной зоне, разупрочнение основного металла в участках высокого отпуска или рекристаллизации обработки и т. д.

В настоящее время исследователи и практики в области сварки располагают более широкими возможностями воздействия на металл сварных швов, чем на основной металл в зоне термического влияния и особенно в околошовном ее участке. К этим мерам улучшения свойств сварных швов относятся: использование присадочного металла, отличающегося от основного металла химическим составом или малым содержанием вредных примесей; применение защитных газов или специальных модифицирующих галогидных бескислородных флюсов, сварка без присадочного металла и т. д. Известные меры воздействия на основной металл в околошовной зоне и других участках зоны термического влияния (регулирование скорости охлаждения, длительности пребывания металла выше определенной критической температуры и т. п. путем изменения погонной энергии источников теплоты, применения специальных видов технологии многослойной сварки и подогрева, термообработки до и после сварки) не всегда приводят к положительным результатам. В большинстве случаев это обусловлено недостаточной исследованностью кинетики фазовых превращений и структурных изменений в специфических условиях термического цикла сварки, а в ряде случаев неудачной композицией основного металла и неправильным выбором присадочных материалов.

Структурные изменения перлитных и мартенситных сталей и α - и $\alpha+\beta$ -сплавов титана в твердом состоянии имеют много общих черт благодаря наличию полиморфных превращений. Близким является также и подход к регулированию структуры и свойств при сварке и термообра-

ботке. Однако имеется и ряд существенных отличий, предопределяющих неодинаковое поведение этих материалов в процессе обработки давлением, сварки, термической обработки и в эксплуатации. Наиболее существенными особенностями сплавов титана являются невозможность исправления грубой перегретой структуры путем фазовой перекристаллизации из-за малого объемного эффекта полиморфного превращения; высокая активность по отношению к атмосферным газам; способность образовывать гидриды; повышенная склонность к локальной внутризеренной деформации из-за отсутствия множественного скольжения у сплавов с α -структурой, имеющей плотноупакованную гексагональную решетку; замедленный эвтектический распад; относительно низкая теплопроводность; невысокий модуль упругости; малая разница между величинами пределов текучести и прочности и т. д. Из-за этих, а также некоторых других особенностей обеспечение высоких механических свойств сварных соединений ряда сплавов титана часто представляет собой более сложную задачу, чем при сварке перлитных сталей. Однако некоторые высокопрочные сплавы титана имеют ряд преимуществ в сравнении с мартенситными сталями с повышенным содержанием углерода, которые вследствие образования более хрупких закалочных структур обладают повышенной склонностью к растрескиванию.

Уже из этого краткого анализа видно, что постановка параллельного исследования особенностей поведения этих материалов при сварке представляет определенный научный и практический интерес. Целесообразность такого подхода обусловлена еще и тем, что стали и сплавы титана во многих случаях предназначаются для одинаковых объектов. Решение же вопроса о применении того или иного материала зависит не только от более высоких эксплуатационных показателей, но часто и от технологических преимуществ при производстве сварных конструкций.

При написании монографии автор ставил перед собой задачу разработать и рассмотреть следующие основные вопросы теории и практики металловедения сварки сталей и сплавов титана:

1) особенности и закономерности фазовых превращений в сталях и сплавах титана различных систем легирования при нагреве и охлаждении в условиях термических циклов сварки; оценка степени влияния роста зерна, незавершенности процессов гомогенизации и воздействия пластической деформации при сварке на устойчивость высокотемпературных фаз и кинетику их превращений;

2) механизм задержанного разрушения сварных соединений закалывающихся сталей и сплавов титана с различным пределом текучести; оценка сопротивляемости этих материалов образованию холодных трещин при сварке в зависимости от химического состава и структурного состояния;

3) влияние параметров термических циклов сварки на структуру и свойства различных участков сварных соединений сталей и сплавов титана;

4) установление системы критериев (по допустимым значениям параметров термических циклов), позволяющих вести расчеты технологии и режимов однопроходной и многослойной сварки сталей и сплавов титана на основе уравнений теории распространения теплоты при сварке; определение этих критериев для сталей и сплавов титана различных структурных классов и систем легирования; разработка и систематизация методов предупреждения образования холодных трещин и регулирования структуры и механических свойств соединений в процессе сварки и путем рационального сочетания режимов термообработки до и после сварки; разработка новых путей повышения прочности и надежности сварных соединений с помощью термомеханической и механико-термической обработки.

При сварке плавлением превращения в основном металле протекают в сложной и непрерывно изменяющейся обстановке, которая существенно

отличается от термообработки. Наиболее важными процессами, определяющими характер и кинетику превращения в твердом состоянии, являются непрерывный нагрев и последующее охлаждение металла, а также развитие в нем деформаций и напряжений. В то же время фазовые превращения сами оказывают существенное влияние на кинетику развития деформаций и напряжений. Без достаточно полного представления об основных закономерностях этих процессов нельзя анализировать ни кинетику превращений, ни их влияние на технологическую и эксплуатационную прочность сварных соединений. Поэтому перед изложением особенностей фазовых превращений в характерных для сварки неравновесных условиях необходимо было кратко рассмотреть основные виды превращений в сталях и сплавах титана в твердом состоянии в изотермических условиях и дать анализ обстановки, в которой они протекают при сварке, т. е. обсудить закономерности связи между изменением температуры и развитием деформаций и напряжений.

Монография состоит из семи глав. В гл. I рассмотрены основные положения теории фазовых превращений в металлах и сплавах в твердом состоянии, а также закономерности превращений железа, титана и их сплавов в изотермических условиях. В гл. II показаны условия их протекания в зоне термического влияния при сварке плавлением. В гл. III описаны новые методы и аппаратура для изучения кинетики фазовых превращений и изменений структуры и свойств металлов в неравновесных условиях при сварке и термомеханической обработке, а также для исследования задержанного разрушения и образования холодных трещин. В гл. IV приведены результаты исследования превращений при непрерывном нагреве, кинетики роста зерна и гомогенизации аустенита и β -фазы сплавов титана при сварке. В гл. V рассмотрены основные закономерности фазовых превращений в условиях непрерывного охлаждения при сварке. В гл. VI изложен механизм задержанного разрушения сталей и сплавов титана, установлены критерии оценки этого явления и показано влияние легирующих элементов, параметров термического цикла и жесткости сварных соединений на сопротивляемость этих материалов образованию холодных трещин при сварке. В гл. VII приведены характеристики свариваемости сталей и сплавов титана различных структурных классов и систем легирования, сформулированы критерии выбора технологии и режимов их сварки и показаны пути регулирования структуры и свойств сварных соединений как в процессе сварки, так и при последующей термической, термомеханической или механико-термической обработке.

Главное внимание в монографии уделено процессам в зоне термического влияния не только в связи с тем, что они недостаточно рассмотрены в работах других авторов, но в основном потому, что наиболее резкие изменения структуры и свойств сплавов при сварке в однородных сочетаниях происходят именно в этой зоне сварных соединений. Однако исследования свариваемости сталей и сплавов титана лишь в зоне термического влияния не могли бы претендовать на полноту без одновременного анализа процессов в шве и на границе сплавления. Поэтому эти вопросы также рассмотрены в настоящей работе, хотя и в более ограниченном объеме.

Включенные в монографию исследования выполнены под руководством автора в лаборатории теории сварочных процессов Института металлургии им. А. А. Байкова. Автор благодарит своего учителя, члена-корреспондента АН СССР Н. Н. Рыкалина за постоянное внимание и поддержку, которые он оказывал при постановке и проведении рассматриваемого комплекса работ, а также сотрудников В. В. Белова, Г. Е. Капинову, Г. Н. Клебанова, А. С. Котелкина, В. Н. Матханова, В. Н. Мещерякова, Г. В. Назарова, А. М. Сенина, Б. А. Смирнова и И. Ф. Суркову, которые участвовали в создании аппаратуры и проведении экспериментальной части исследований.

**ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ ТИТАНА
В ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ**

**§ 1. Основные виды превращений в сталях
и сплавах титана в твердом состоянии**

Железо и титан относятся к металлам переходных групп и претерпевают полиморфное превращение. Железо имеет две модификации: γ -Fe с гранецентрированной кубической решеткой (параметр $a=3,565 \text{ \AA}$ при 910°), устойчивая в равновесных условиях при температурах от 910 до 1401° , и α -Fe с объемноцентрированной кубической решеткой ($a=2,862 \text{ \AA}$ при 910°), устойчивая при температурах ниже 910° и в интервале 1401 — 1539° , т. е. до температуры плавления [1, 2].

У титана также имеются две модификации: высокотемпературная β -Ti с объемноцентрированной кубической решеткой ($a=3,29 \text{ \AA}$ при 900°) и низкотемпературная α -Ti с плотно упакованной гексагональной ($a=2,950 \text{ \AA}$, $c=4,683 \text{ \AA}$, $c/a=1,587$ при 25°). Температура полиморфного превращения титана в равновесных условиях составляет 882° [3].

Величина гистерезиса, т. е. разность между критическими точками превращений при быстром нагреве и охлаждении (до $10\,000 \text{ град/сек}$), у железа составляет всего 5 — 10° , а у титана — около 30° . При охлаждении смещение критических точек значительно более резкое, чем при нагреве. Наличие гистерезиса связано с трудностью образования зародыша новой фазы.

В железе превращение γ -Fe \rightarrow α -Fe происходит с увеличением удельного объема на 3% [2], а в титане β -Ti \rightarrow α -Ti — с уменьшением объема примерно на $0,13\%$. Средний коэффициент линейного расширения α -Ti в интервале 0 — 100° составляет $8,5 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$ и на 27% меньше, чем у α -Fe ($11,7 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$). Объемный эффект полиморфного превращения титана рассчитан нами при температуре превращения по данным работы [3] с учетом коэффициента линейного расширения α -фазы титана, который был принят равным $10 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$, т. е. средним в интервале температур 25 — 900° . Расчеты по параметрам решеток и по удельным объемам дают примерно одинаковые результаты.

Основными видами фазовых превращений в перлитных и мартенситных сталях и α - и $\alpha+\beta$ -сплавах титана являются:

- 1) полиморфное превращение, в частности превращение мартенситного типа;
- 2) эвтектоидный распад и обратное ему образование твердого раствора из эвтектоидной смеси;
- 3) распад пересыщенных твердых растворов (старение, отпуск мартенсита) и обратное ему растворение в твердом состоянии.

Превращения первых двух видов в процессе сварки либо полностью завершаются, либо получают существенное развитие. Что касается пре-

вращений третьего вида, то в большинстве случаев из-за недостатка времени при сварке реализуются преимущественно их начальные стадии. Наиболее резкие изменения структуры и свойств основного металла при сварке сталей происходят вследствие превращений первого и второго видов, а при сварке сплавов титана — первого вида.

Кроме фазовых превращений, в сталях и сплавах титана протекают процессы возврата, полигонизации, рекристаллизации и роста зерна (собирательная рекристаллизация), также приводящие к существенным изменениям структуры и свойств.

При сварке сложных сплавов эти фазовые и структурные превращения могут развиваться не только в разных, но также и в одних и тех же участках сварного соединения. В ряде случаев температурные интервалы этих превращений накладываются друг на друга, вследствие чего при изучении их кинетики нередко возникают трудности.

По своему механизму перечисленные выше превращения разделяются на диффузионные и бездиффузионные. Из числа фазовых превращений к диффузионным относятся превращения второго и третьего видов, т. е. эвтектоидный распад, распад пересыщенных твердых растворов и обратные им превращения. Полиморфные превращения могут протекать как по диффузионной («нормальной»), так и по бездиффузионной (мартенситной) кинетике. Однако между полиморфными превращениями, характеризующимися «нормальной» кинетикой, и диффузионными превращениями второго и третьего видов имеются существенные различия. При полиморфных превращениях величина смещений атомов не превышает межатомного расстояния, а при превращениях второго и третьего видов она его значительно превышает.

При мартенситных превращениях величина смещения атомов также не превышает межатомных расстояний, но в ряде случаев оказывается явно большей, чем при полиморфных превращениях с «нормальной» кинетикой. Поэтому основное различие в полиморфных превращениях этих двух типов заключается не в величине, а в характере перемещения атомов от решетки исходной фазы к решетке новой фазы. Когда полиморфное превращение протекает по «нормальной» кинетике, рост новой фазы идет путем перемещения одиночных атомов по схеме «атом за атом». Диффузионный характер этого процесса подтверждается тем, что энергия его активации близка к энергии активации самодиффузии или диффузии металлического компонента сплава. При мартенситном превращении происходит коллективное (групповое) направленное перемещение атомов. Энергия активации этого процесса в десятки раз меньше энергии активации диффузии.

Таким образом, ни отсутствие изменения химического состава фаз [4], ни величина смещения атомов не являются достаточными признаками бездиффузионных превращений [1, 5, 6].

Несмотря на различия в величине и характере перемещения атомов перечисленные выше три вида фазовых превращений, а также процессы рекристаллизации протекают путем образования и роста зародышей. Поэтому с точки зрения термодинамики движущими силами этих процессов являются одни и те же энергетические факторы.

Учитывая особую роль полиморфных и эвтектоидных превращений в формировании структуры и свойств доэвтектоидных сталей и α - и $\alpha + \beta$ -сплавов титана при сварке, кратко рассмотрим в этой главе основные закономерности этих превращений и их кинетику в изотермических условиях на примере железа, титана и сплавов на их основе с различным типом диаграммы состояния. Особенности фазовых превращений, а также рекристаллизационных процессов в условиях непрерывного нагрева и охлаждения будут подробно изложены в последующих главах.

**§ 2. Особенности фазовых превращений железа,
титана и их сплавов
с позиций общей термодинамической теории
и представлений о несовершенствах
кристаллического строения твердых металлов**

В настоящее время при анализе кинетики фазовых превращений в твердом состоянии исходят из принципа структурного и размерного соответствия С. Т. Конобеевского и П. Д. Данкова [7] и представлений о когерентном и некогерентном образовании и росте зародышей новой фазы, разработанных Г. В. Курдюмовым [8—11], Ч. С. Барретом [12], А. Х. Коттреллом [6] и развитых другими авторами [4, 13—17]. В сравнении с кристаллизацией жидкости основными особенностями фазового превращения в анизотропной твердой среде являются: 1) определенная связь между кристаллографическими ориентировками исходной фазы и зародышей новой фазы; 2) возникновение внутренних напряжений и деформаций при образовании и росте зародышей новой фазы; 3) значительно меньшая диффузионная подвижность атомов; 4) наличие несовершенств в строении реальных кристаллов и поликристаллов (в виде точечных и линейных дефектов, границ блоков, двойников, плоскостей сдвига и границ зерен), а также наличие химической неоднородности (в сплавах).

Из термодинамики известно, что условием равновесия фаз в однокомпонентной системе является равенство их свободных энергий ($F_1 = F_2$), что может иметь место только при определенной температуре T_0 . При охлаждении ниже T_0 фаза 1 перейдет в фазу 2, а при нагреве выше T_0 , наоборот, фаза 2 — в фазу 1, поскольку в каждом из этих случаев система будет стремиться уменьшить свободную энергию.

В бинарных сплавах температура T_0 , характеризующая равенство свободных энергий фаз, изменяется в зависимости от концентрации компонентов так, как это показано на рис. 1. Однако T_0 здесь не соответствует условиям равновесия, так как в сплавах равновесие фаз наблюдается не при равенстве их свободных энергий, а при равенстве производных свободных энергий по концентрациям фаз ($\partial F / \partial C_i$)_{*F, T = const*}, что выражается наличием общих касательных к кривым свободной энергии фаз при равновесных концентрациях.

По термодинамической теории образования зародышей, разработанной Гиббсом [18], Тамманом [19], Френкелем [20] и др., отдельные зародыши новой фазы, возникающие в исходной фазе вследствие тепловых флуктуаций (флуктуаций энергии колеблющихся атомов) и флуктуаций состава (в сплавах), могут стать устойчивыми только после достижения определенных критических размеров. Для образования и роста зародыша свободная энергия F системы должна возрасти на величину

$$\Delta F = \Delta F_V + \Delta F_S + \Delta F_E,$$

где $\Delta F_V = V_2(F_2 - F_1)$ — затрата энергии на переход некоторого объема исходной фазы 1 в новую фазу 2 (здесь V_2 — объем новой фазы; $F_2 - F_1$ — разность свободных энергий новой и старой фаз, отнесенная к единице объема);

$\Delta F_S = S\lambda$ — затрата энергии на создание поверхности раздела фаз (здесь S — поверхность зародыша новой фазы; λ — поверхностное натяжение на межфазной границе или ее свободная энергия, отнесенные к единице поверхности);

$\Delta F_E = V_2 E$ — затрата энергии на преодоление энергии упругой и пластической деформаций, возникающих вследствие искажения кристаллических решеток на межфазной границе и разницы в удельных

объемах фаз (здесь E — энергия упругой и пластической деформаций, отнесенная к единице объема зародыша новой фазы).

Приведенное уравнение выражает общую свободную энергию фазового превращения.

В однокомпонентной системе число флуктуаций, приводящих к образованию частиц новой фазы, резко возрастает вблизи T_0 . Эти флуктуации непрерывно возникают и разрушаются. Поэтому образование частиц

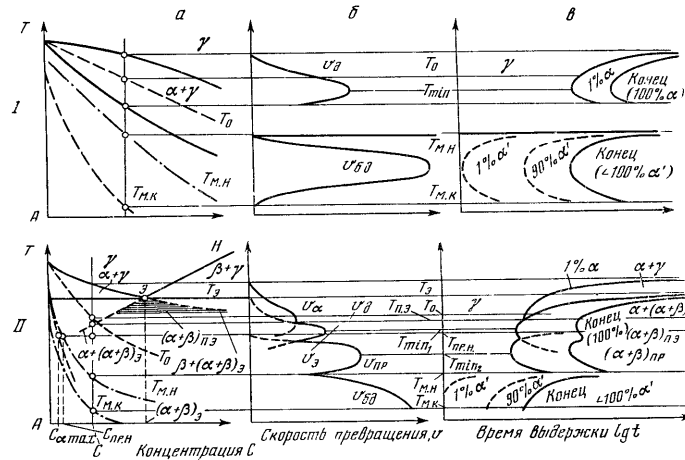


Рис. 1. Превращения в двойных сплавах, богатых компонентом А:

I — сплавы типа твердых растворов с неограниченной растворимостью; II — сплавы с эвтектичным превращением; а — диаграммы состояний; б — скорости превращения; в — кинетика превращений в изотермических условиях
 $T_{м.н}$ — температура начала мартенситного превращения; $T_{м.к}$ — температура конца мартенситного превращения; $T_{пр.п}$ — температура начала промежуточного превращения; $T_{п.э}$ — температура перлитного, эвтектичного превращения; v — средняя объемная скорость превращений; $v_{ж} = v_{\alpha}$ (или v_{β}) — скорости диффузионных превращений; $v_{пр}$ — скорость промежуточного (типа бейнитного) превращения; $v_{\delta\alpha}$ — скорость бездиффузионного (мартенситного) превращения

новой фазы в условиях равновесия принципиально возможно уже при T_0 . Но из-за отсутствия движущей силы превращения, которой является отрицательная величина разности $\Delta F_{г}$, эти частицы оказываются неспособными к росту и исчезают (растворяются). Поэтому при $T > T_0$ возможность протекания превращения исключена. При переохлаждении исходной фазы 1 ниже T_0 первый член уравнения становится отрицательным. Для образования зародыша повышение свободной энергии требуется только на начальной стадии роста зародыша, так как при достижении некоторого (критического) его размера затрата энергии на образование межфазной поверхности и упругую и пластическую деформации полностью компенсируется за счет перехода части атомов исходной фазы 1 в новую фазу 2, имеющую меньший уровень свободной энергии. Дальнейший рост новой фазы сопровождается уже снижением свободной энергии системы.

В сплавах благодаря наличию широкого «спектра» не только тепловых флуктуаций, но и флуктуаций состава устойчивые зародыши могут образовываться и выше T_0 , но ниже верхней границы двухфазной области

(см. рис. 1). В этом интервале температур образование зародышей и их рост происходят исключительно диффузионным путем. В отличие от однокомпонентных систем, в сплавах возникающая фаза может иметь не только более низкий, но и более высокий уровень свободной энергии, чем в исходной фазе. Однако для протекания превращения в обоих случаях свободная энергия системы в целом должна снижаться.

При переохлаждении исходной γ -фазы ниже T_0 для образования зародыша α -фазы флуктуации состава становятся необязательными, так как ее свободная энергия ниже, чем у γ -фазы. При достаточно больших степенях переохлаждения ниже T_0 и последующей изотермической выдержке или в условиях непрерывного охлаждения с достаточно высокими скоростями становится возможным не только диффузионное, но и бездиффузионное превращение. Вероятность последнего возрастает по мере снижения скорости протекания диффузионных процессов с понижением температуры.

При резком переохлаждении α -фазы до температур ниже нижней границы двухфазной области в сплавах с неограниченной растворимостью (см. рис. 1, I) или ее продолжения (ниже эвтектоидной температуры T_e) в сплавах с эвтектоидным превращением (см. рис. 1, II) превращение может идти только бездиффузионным путем. Диффузионное превращение в этом случае невозможно, так как обе фазы должны были бы иметь концентрации растворенного элемента более высокие, чем средняя концентрация его в сплаве.

В реальных металлах и сплавах образование зародышей облегчается благодаря наличию примесей и различного вида несовершенств в кристаллической структуре, а также напряжений. Одновременно возрастают скорость превращения и неравномерность его протекания в различных участках. В поликристаллах преимущественными местами образования зародышей новой фазы могут служить границы зерен, свободные поверхности, инородные включения, плоскости сдвига, двойники, границы субзерен и блоков, а также отдельные дислокации.

Когда энергия, необходимая для создания поверхности раздела фаз, относительно велика, процесс образования зародыша в основном определяется вторым членом ΔF_s уравнения общей свободной энергии фазовых превращений. Особенно это имеет место при небольших степенях переохлаждения (первый член ΔF_v мал). В этих условиях образование зародыша связано с необходимостью значительного искажения атомно-кристаллической структуры на возникающей межфазной границе. Такие зародыши называются зародышами некогерентного типа. Они образуются преимущественно по границам зерен с большими углами разориентировки, которые особенно характерны для металлов в рекристаллизованном состоянии, а также на свободных поверхностях и инородных включениях. Эти места являются наиболее выгодными потому, что обладают более высокими уровнем свободной поверхностной энергии и степенью искажений кристаллической решетки исходной фазы. Уменьшение размера зерен способствует увеличению числа возникающих зародышей и тем самым ускоряет превращение в целом. А. Х. Коттрелл [6] отмечает, что по степени искажения (или неупорядоченности) атомной структуры эти границы и поверхность раздела между некогерентным зародышем и матрицей исходной фазы весьма напоминают друг друга. Возникновение некогерентных зародышей по границам зерен в сплавах облегчается еще и потому, что благодаря повышенной концентрации поверхностноактивных легирующих элементов и примесей и более высоким коэффициентам диффузии атомов на границах (в сравнении с областями неискаженной решетки в зерне) повышается вероятность флуктуаций состава и сокращается время, необходимое для подхода атомов нужного сорта к зародышу. Экспериментально это доказано методом «меченых

атомов». Интересно отметить, что наличие повышенной концентрации углерода на границах зерен аустенита (при определенных, относительно невысоких температурах) в сталях, близких по составу к эвтектоидным, служит косвенным доказательством того, что цементитные зародыши, которые возникают по границам зерен, играют ведущую роль в перлитном превращении.

По мере увеличения степени переохлаждения (в область достаточно низких температур) время, требуемое для перемещения атомов к возможным местам образования некогерентных зародышей, становится настолько большим, что не только рост, но и возникновение таких зародышей становится невозможным. Однако благодаря значительной отрицательной величине ΔF_V в этих условиях в металлах получают развитие другие процессы, при которых удается избежать значительных затрат энергии на создание поверхностей раздела при образовании зародышей. Эти затраты резко снижаются, если оказывается возможным установление когерентного или полукogerентного соответствия кристаллических решеток зародыша новой фазы и матрицы исходной фазы на границе раздела. Возникающие зародыши новой фазы ориентируются относительно кристаллической решетки исходной фазы так, что в сопряжении оказываются кристаллографические плоскости фаз, строение и размеры которых наиболее близки друг к другу. При когерентном образовании и росте зародыша взаимная ориентировка кристаллических решеток фаз характеризуется наличием определенных взаимнопараллельных плоскостей и направлений. Например, при превращении $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ плоскость (111) решетки $\gamma\text{-Fe}$ параллельна плоскости (110) решетки $\alpha\text{-Fe}$, а направление [110] решетки $\gamma\text{-Fe}$ параллельно направлению [111] решетки $\alpha\text{-Fe}$. При превращении $\beta\text{-Ti} \rightarrow \alpha\text{-Ti}$ параллельными плоскостями являются (110) решетки $\beta\text{-Ti}$ и (0001) решетки $\alpha\text{-Ti}$, а направлениями — [111] решетки $\beta\text{-Ti}$ и [1120] решетки $\alpha\text{-Ti}$.

Поскольку решетки новой и старой фаз всегда отличаются по своим параметрам и типу, общим условием когерентности является либо наличие у зародыша метастабильной решетки, либо деформирование равновесной решетки. Чем меньше кристаллографическое соответствие фаз, тем меньше скорость образования зародышей. При значительной разнице в кристаллическом строении фаз энергетический барьер, обусловленный необходимостью создания межфазной границы, резко возрастает и образование зародышей настолько затрудняется, что переход старой фазы в новую становится возможным только через ряд промежуточных метастабильных фаз, каждая из которых ближе по своей структуре к исходной. При этом обеспечивается наибольшая скорость превращения, хотя снижение свободной энергии системы может быть и не максимальным, как это имело бы место, если бы был возможен прямой переход исходной фазы в новую стабильную (правило ступеней). Типичными примерами таких метастабильных фаз являются мартенсит в стали, α' -, α'' - и ω -фазы в сплавах титана, которые также образуются по мартенситной кинетике. Однако метастабильные фазы, возникающие в соответствии с правилом ступеней, могут образовываться и диффузионным путем, например цементит в легированных сталях при эвтектоидном превращении.

Принцип структурного и размерного соответствия управляет большинством процессов фазовых превращений в твердых металлах. Даже при некогерентном выделении фаз на границах зерен с большим углом или на подобных им границах раздела между исходной фазой и инородными включениями по мере диффузионного роста зародыша новой фазы система будет стремиться уменьшить свою свободную энергию как за счет поверхностной энергии путем наиболее выгодной перестройки атомнокристаллических построений и установления структурного и размерного соответствия решетки зародыша с решеткой исходной фазы, так и за счет

снижения энергии деформации путем образования структур пластинчатого строения.

Примером может служить эвтектичное превращение в стали. Кристаллическая решетка пластинок цементита находится в хорошем соответствии с решеткой аустенита. Образование цементита сопровождается ничтожным тепловым эффектом. Характерно, что в легированной стали образование стабильного легированного карбида, решетка которого не обладает размерным соответствием решетке аустенита, происходит лишь в процессе последующей длительной выдержки путем перераспределения легирующих элементов и железа между ферритом и цементитом. Таким образом, правило ступеней является общим как для диффузионных, так и для бездиффузионных превращений.

Для образования когерентных зародышей наиболее выгодными местами являются участки кристаллической решетки исходной фазы, в которых при выделении затрачивается наименьшая энергия деформации (ΔF_d). Ими служат места расположения дислокаций, являющихся центрами внутренних искажений (напряжений). Однако не всякие дислокации и их группы могут служить преимущественными местами образования зародышей. В первую очередь они возникают в кристаллографических плоскостях наилучшего сопряжения решеток фаз, т. е. в местах, в которых расход энергии на деформацию минимален, а на создание поверхности — ничтожен. Как показывают многочисленные исследования кристаллогеометрии и структурных особенностей мартенситных превращений, наиболее благоприятными местами образования когерентных зародышей являются плоскости скольжения, двойники, границы блоков, субзерен и зерен с малыми углами разориентировки (последние представляют собой ряды отдельных дислокаций или их скоплений, между которыми имеются области неискаженной решетки). Ширина таких границ мала (порядка 10—30 Å). Образование когерентных зародышей на границах зерен с большими углами, несмотря на более высокий уровень свободной энергии в них, происходит реже из-за высокой степени искажений (плотности дислокаций), препятствующей легкому установлению когерентности между решетками зародыша и исходной фазы. Границы с большим углом значительно шире, а плотность дислокаций настолько велика, что их индивидуальные свойства и особенности теряются. В отличие от границ с малым углом границы с большим углом представляют собой непрерывную область неупорядоченного строения атомов.

Г. В. Курдюмов и др. [8, 16, 18] показали, что мартенситные (бездиффузионные) превращения происходят путем ориентированных групповых смещений атомов (или серий сложных сдвигов) в кристаллической решетке исходной фазы. При образовании мартенсита в стали это сложное смещение складывается из двух линейных, которые возникают в разных кристаллографических плоскостях аустенита в разных направлениях. При этом с момента зарождения мартенситных кристаллов между решетками исходной и новой фаз устанавливаются определенная ориентация и упругое взаимодействие, которые поддерживаются в течение всего процесса роста кристаллов и обеспечивают его. Величина и характер смещений могут быть весьма разнообразными, так как зависят от типа решеток исходной и новой фаз, степени различия в их параметрах и ряда других факторов.

Мартенситные превращения известны как в чистых металлах (Co, Sn, Li, Ti, Zr, U), так и в сплавах этих и некоторых других металлов (например, многие сплавы Fe, сплавы Au—Cd, Mn—Cu, In—Te, ряд оловянистых и алюминиевых бронз и латуней). В сталях и сплавах железа для образования мартенсита оказываются необходимыми смещения, превышающие допустимые при упругом деформировании решеток и приводящие к необратимым пластическим сдвигам. При этом скорость образования

и роста отдельного кристалла мартенсита огромна (близка к скорости пластического сдвига) и не зависит от температуры [21]. В отличие от сплавов железа, в некоторых сплавах перечисленных выше металлов смещения не выходят за пределы области упругой деформации решетки исходной фазы не только при образовании зародышей мартенситных кристаллов (например, оловянистые бронзы [22]), но и на стадии их роста (например, алюминиевая бронза [10], латунь с 60,8% Cu [23]). Благодаря этому скорость роста отдельных кристаллов оказывается измеримой и меняющейся со временем и температурой [5, 15, 16].

На вопрос, всегда ли имеют место пластические сдвиги при образовании зародышей мартенсита в титане и его сплавах, пока еще ответить трудно из-за малой изученности превращения. По-видимому, в зависимости от типа легирования необходимые смещения атомов могут быть как больше, так и меньше допустимой упругой деформации решетки. Об этом свидетельствует тот факт, что в сплавах Ti—Mn мартенситное превращение, вызываемое приложенными извне напряжениями, имеет частично упругий характер [3, 24]. Снятие напряжений приводит к исчезновению части объема, занятого мартенситом. Это объясняется относительно высоким модулем упругости сплавов. С другой стороны, результаты определения габитусных плоскостей мартенситных кристаллов в титане по методу Боуэлса—Маккензи, предполагающему наличие пластических сдвигов при зарождении путем чередующегося двойникования, совпадают с новейшими экспериментальными данными [25, 15].

Один из вероятных механизмов образования мартенситного зародыша в аустените, предложенный А. С. Франком [26—28, 6] с позиций теории дислокаций, предусматривает две следующие одна за другой деформации решетки исходной фазы. Первая представляет собой однородный сдвиг в плоскости габитуса (111), который в первом приближении можно рассматривать как следствие движения линейной дислокации (длина последней может достигать 10^3 — 10^4 параметров кристаллической решетки). Благодаря этому первичному сдвигу образуется превращенная поверхность раздела значительной ширины и длины. Вторую неоднородную деформацию он рассматривает как результат движения рядов винтовых дислокаций по превращенной поверхности раздела, которые расположены в одной из шести пар плоскостей (011). Каждый дислокационный блок скольжения этих шести плоскостей смещает соседний на одно межатомное расстояние. В пределах каждого блока сдвиг плоскостей происходит на одну шестую часть расстояния и является однородным, а общий «вектор Бюргерса» этого вторичного сдвига в пределах блока равен нулю.

Подобный механизм обеспечивает не только возникновение «плоского» мартенситного зародыша, но и его рост. По имеющимся опытным данным, краевой рост зародыша (в плоскости габитуса) происходит со скоростью распространения пластической деформации (около 5 км/сек для стали [29]), а боковой рост (перпендикулярно плоскости габитуса) — со значительно меньшими скоростями (около 0,1 км/сек [30]), так как он происходит путем послыдного вовлечения решетки исходной фазы.

Полиморфное превращение в чистом титане, по мнению ряда исследователей, не может быть объяснено на основе теории Франка. Имеющиеся данные больше подтверждают механизм, установленный Бюргерсом для циркония (однородное расширение в двух направлениях и сжатие в третьем) [31, 24, 3].

Рассмотренный выше приближенный механизм образования мартенсита в стали в настоящее время получает все большее и большее распространение. Исходя из этих представлений, зарождение мартенситных кристаллов должно начинаться ниже T_0 при некоторой температуре $T_{н.л.}$, при которой соблюдается равенство между первым и третьим членами уравнения общей свободной энергии фазовых превращений:

$\Delta F_v = \Delta F_E$, где ΔF_E в общем случае — энергия упругой и пластической деформации (сдвига).

Если учесть, что энергия сдвига в различных участках реальных поликристаллов может изменяться в весьма значительных пределах в зависимости от степени дефектности кристаллической структуры в различных участках зерен, то становится ясным, почему мартенситные зародыши возникают на границах зерен, плоскостях скольжения и двойниках, т. е. участках, имеющих пониженное сопротивление сдвигу. Однако, в отличие от некогерентных выделений, при образовании мартенситных зародышей как зародышей когерентных преимущество остается за двойниками (особенно когерентными), плоскостями скольжения, границами блоков, субзерен и зерен с малыми углами разориентировки.

При рассмотрении полиморфных превращений в чистых металлах и сплавах, протекающих по мартенситной кинетике¹, в настоящее время исходят из того, что в отличие от диффузионных мартенситные превращения с момента образования зародыша развиваются когерентно по отношению к решетке исходной фазы [4, 8, 9]. Рост отдельных мартенситных кристаллов прекращается либо вследствие нарушения упругой связи между решетками и их когерентности на поверхности раздела фаз за счет пластической деформации, которая может наступить, если происходят значительные объемные изменения (например, в олове и оловянистой бронзе), либо вследствие установления упругого равновесия, возникающего в тех случаях, когда разность свободных энергий фаз мала (например, в алюминиевой бронзе и латуни) [1, 4, 5, 10, 23].

В связи с существенным влиянием пластической деформации как фактора, приводящего к нарушению когерентности решеток на границе раздела фаз, при анализе кинетики полиморфных превращений в чистых металлах и сплавах необходимо учитывать положение температурного порога рекристаллизации относительно температурного интервала превращения.

Если температура превращения сравнительно низка и располагается ниже температурного порога рекристаллизации, то полиморфное превращение протекает за счет когерентного роста, т. е. по мартенситной кинетике. В изотермических условиях после нарушения когерентности за счет пластической деформации превращение приостанавливается, так как рост уже имеющихся кристаллов новой фазы диффузионным путем исключен, а для образования новых мартенситных зародышей требуется дальнейшее понижение температуры. Однако и в условиях непрерывного охлаждения мартенситное превращение во многих сплавах не доходит до конца². Даже обработка холодом не всегда приводит к полному превращению остаточного аустенита в мартенсит. Это обусловлено механической и термической стабилизациями исходной фазы.

Механическая стабилизация вызывается наклепом исходной фазы вследствие пластической деформации, возникающей в процессе фазового превращения (фазовый наклеп) или при приложении внешних сил (механический наклеп). Термическая стабилизация в чистом виде имеет место в отсутствие фазового превращения при выдержках в области тем-

¹ К мартенситным фазам относят не только метастабильные фазы (пересыщенные твердые растворы) типа мартенсита в сталях, α' - и ω -фаз в сплавах титана с наличием зитеттоидного превращения (с железом, марганцем, хромом и т. д.) и α' -, α'' - и ω -фаз в сплавах титана типа ограниченных твердых растворов (с молибденом, ванадием и т. д.), но также и стабильные мартенситоподобные фазы в сплавах типа неограниченных твердых растворов (сплавы железа с никелем, марганцем, хромом, сплавы титана с цирконием), а также в чистых металлах (титан, цирконий, олово, кобальт, таллий и т. д.) [1, 2].

² А. А. Бочвар считает, что торможение превращений может иметь место в сплавах, в которых превращение протекает с увеличением объема [2].

ператур, когда структурное состояние соответствует либо одной исходной фазе, либо ее смеси с определенным количеством мартенсита. В условиях непрерывного охлаждения эти явления могут накладываться друг на друга.

Наиболее полно механическая и термическая стабилизации изучены на сталях. По современным представлениям, один из механизмов, обуславливающих эти явления, связан с блокированием дислокаций примесными атомами внедрения (углеродом, водородом и т. д.) и образованием вокруг дислокаций «облаков» Коттрелла, что приводит к повышению сопротивления сдвигу и препятствует образованию зародышей мартенсита. Примесные атомы снижают также и свободную энергию в этих местах искажений решетки и тем самым уменьшают движущую силу превращения [15, 16]. Однако механизм блокирования дислокаций различен. Предполагают, что при относительно низких температурах блокирование дислокаций может происходить за счет «выдавливания» углерода из решетки всесторонне сжатого аустенита в зоны с повышенной растворимостью, расположенные вокруг дислокаций и находящиеся в упругодеформированном состоянии (механическая стабилизация). При более высоких температурах перемещение углерода к дислокациям обусловлено обычным механизмом диффузии (термическая стабилизация) [6, 15, 33—35]. При еще более высоких температурах (для стали обычно выше 500—600°) происходит дестабилизация аустенита, так как вследствие повышенной тепловой подвижности атомов углерода «облака» Коттрелла разрушаются. К тому же с увеличением температуры разница в равновесных концентрациях углерода в неискаженных и искаженных участках кристаллической решетки снижается.

При объяснении явления термической стабилизации часто также исходят и из того, что во время выдержки при температурах выше $T_{ч.п}$ или в интервале мартенситного превращения развиваются процессы пластического течения и релаксации пиков напряжений, снижающие подвижность дислокаций, которые могут служить зародышами, или подвижность уже существующих границ раздела фаз [15, 33, 35 и др.].

Приведенное выше объяснение механической стабилизации аустенита за счет всестороннего сжатия справедливо, очевидно, только для завершающей стадии превращения. В то же время в изотермических условиях стабилизация проявляется уже при выпадении первых объемов мартенсита, когда всестороннее сжатие окружающего их аустенита практически исключено.

Большинство исследователей связывают явления механической и термической стабилизации с изменением упруго-пластических свойств, тонкой структуры и напряженного состояния аустенита [36—39]. Г. В. Курдюмовым, О. П. Максимовой с сотрудниками на основе результатов изучения влияния пластической деформации (на 100—175° выше $T_{ч.п}$) и низкотемпературного отжига (100—400°) аустенита на кинетику мартенситного превращения в сталях типа X18H8 и X17H9 при последующем глубоком охлаждении было высказано [38, 39] предположение, что факторами, стабилизирующими аустенит, являются: 1) увеличение числа границ раздела (за счет измельчения зерен и блоков) под влиянием значительной по величине пластической деформации и возникновение высоких микронапряжений¹ [39, 40]; 2) релаксация пиков микронапряжений под влиянием низкотемпературного отжига предварительно деформированного аустенита. Второй фактор не только не устраняет, но даже усиливает действие первого фактора, так как с наличием

¹ Микронапряжения или напряжения второго рода возникают вследствие локализованных в малых объемах кристаллической решетки упругих деформаций.

пиков микронапряжений связывают легкое зарождение мартенситных кристаллов и интенсификацию превращения. Пики микронапряжений значительно превышают среднюю величину напряжений второго рода [35, 38]. Из предположения о снятии пиков микронапряжений при низкотемпературном отжиге вытекает также один из возможных механизмов термической стабилизации аустенита, предварительно подвергнутого наклепу. Об этом косвенно свидетельствует неизменность средней величины микронапряжений.

Снятие микронапряжения и снижение стабилизирующего эффекта проявляются лишь при нагреве выше 400° , но полностью еще не заканчиваются даже после отжига при 800° . Полное снятие микронапряжений и разупрочнение легированного аустенита происходят при существенно более высоких температурах за счет рекристаллизации обработки [41, 42]. Ниже 600° эти явления могут развиваться лишь частично и только за счет возврата и полигонизации [42, 5]. При этом снятие напряжений не всегда должно сопровождаться разупрочнением, если процесс ограничивается начальной стадией полигонизации, которая однако уже приводит к измельчению тонкой структуры и образованию субзерен. Поскольку закалка с высоких температур и последующая пластическая деформация приводят к образованию повышенных избыточных концентраций вакансий, то полигонизация может развиваться и при относительно невысоких температурах.

В отличие от аустенита в стали при обычной термической обработке стабилизация β -фазы в сплавах титана за счет фазового наклепа отсутствует. Термическая же стабилизация β -фазы была обнаружена в опытах Д. И. Де Лезаро, М. Хансена и др., а также Е. Махлина и С. Вайнига, которые провели сравнение устойчивости β -фазы при обычной и ступенчатой закалке сплавов титана с 9—11% Мо [3]. Однако эффект стабилизации β -фазы при ступенчатой закалке они объяснили только снижением термических напряжений, не учитывая возможного влияния блокирования дислокаций (в плоскостях скольжения и двойникования) примесными атомами (кислородом, азотом и т. д.). Е. Махлиным и С. Вайнигом на тех же сплавах [3] и позднее А. С. Шигаревым [43] на сплаве ВТЗ-1 с 5% Al, 1,5% Cr и 1,5% Mo было показано, что для механической стабилизации β -фазы необходим значительный наклеп ее (на 20—50%) путем приложения внешних механических воздействий. При этом первые авторы наблюдали прямую зависимость толщины мартенситных пластин от величины напряжений, что обусловлено практически неощутимым объемным эффектом $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения.

В отличие от мартенситного превращения диффузионные превращения, например образование аустенита из перлита и обратное ему перлитное превращение, протекают в среде с практически неизменными свойствами, так как благодаря высоким температурам процессы рекристаллизации (при медленном нагреве) устраняют последствия фазового наклепа. Это же относится и к полиморфному превращению, протекающему по «нормальной» кинетике.

Если температурный интервал превращения располагается выше температурного порога рекристаллизации, то полиморфное превращение протекает по «нормальной» кинетике. А. А. Попов, М. М. Штейнберг [4] и ряд других авторов [1] полагают, что и в этом случае образование зародышей новой фазы происходит также когерентным путем. Однако когерентный рост быстро прекращается вследствие пластической деформации и рекристаллизации, после чего превращение продолжается с достаточной скоростью за счет некогерентного роста, который оказывается возможным благодаря высокой подвижности атомов.

Железо, титан и цирконий относятся к группе металлов, температура превращения в которых выше порога рекристаллизации. У железа эти

температуры составляют соответственно 910 и 450—500° [2], у титана¹ 885 и 800—815 [44, 3] и у циркония 860 и 600° [45]. Наибольшая разница между температурами превращения и рекристаллизации у железа, а наименьшая — у титана. Цирконий занимает промежуточное положение. Однако в отличие от титана, в котором $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение сопровождается уменьшением удельного объема примерно на 0,13%, в железе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение и в цирконии $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение протекают с увеличением удельного объема на 3% [2, 45].

В соответствии с этими особенностями в техническом железе (0,04% С и 0,25% Mn) даже при закалке в холодную воду не удается наблюдать развития полиморфного превращения по мартенситной кинетике. В результате образуется полиэдрическая (равноосная) структура, свидетельствующая о «нормальной» кинетике превращения [46]. Однако, как указывает Я. С. Усманский [1], в чистом железе при быстром охлаждении становится возможным образование и видманштеттовой структуры, т. е. структуры с игольчатым ферритом, образующимся по мартенситной кинетике. Разность температур превращения при нагреве и охлаждении (гистерезис) у железа составляет 5—10°. При легировании железа элементами, приближающими температуру превращения к порогу рекристаллизации (хром до 10%, никель, марганец [1]) или повышающими энергию активации процессов рекристаллизации (вольфрам [46]), можно полностью или частично в условиях закалки подавить развитие превращения по «нормальной» кинетике.

В титане полиморфное превращение по мартенситной кинетике реализуется значительно легче, чем в железе. Это обусловлено существенно меньшим объемным эффектом превращения и более высокой температурой рекристаллизации титана в сравнении с железом. Гистерезис превращения в титане составляет около 30°. Возможность протекания полиморфного превращения в чистом (йодидном) титане по «нормальной» кинетике прямым путем пока еще не установлена, несмотря на то, что при температурах, близких к температуре превращения, объемная скорость роста α -фазы весьма мала. Трудности изучения этого вопроса заключаются в том, что при закалке не удается зафиксировать высокотемпературную фазу, а структура α -фазы оказывается ориентированной по отношению к β -фазе и имеет вид «зазубренных» образований [3]. В то же время известно, что полиморфные превращения, протекающие по «нормальной» кинетике, также могут иметь ориентированный характер [1].

Исследование кинетики $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в титане чистотой 99,99% методом высокотемпературной вакуумной микроскопии при медленном ступенчатом охлаждении выявило мартенситный характер превращения с образованием игольчатой структуры типа α' -фазы. Превращение началось около 900° и в основном заканчивалось при 840° [47]. Однако результаты этих опытов нельзя рассматривать как абсолютное доказательство развития полиморфного превращения в йодидном титане по мартенситной кинетике, так как при высоких температурах (выше 1000°) поверхность образцов могла насыщаться кислородом и азотом несмотря на относительно высокий вакуум.

Равноосную структуру α -фазы можно получить только путем деформации и последующего высокотемпературного отжига в α -области.

Характерно, что в отличие от железа и сталей в титане и его мартенситных сплавах из-за малого объемного эффекта превращения не удастся сколько-нибудь существенно измельчить зерна и нарушить взаимную

¹ Когда для чистого титана приводят температуру рекристаллизации 600°, то имеют в виду явление не истинной, а «кажущейся» рекристаллизации (повышение отчетливости текстуры холоднокатаного листа), которая не приводит к какому-либо разупрочнению.

ориентировку фаз путем неоднократной перекристаллизации. Это свидетельствует о сохранении упругой связи на межфазной границе.

В сплавах титана с переходными элементами, стабилизирующими β -фазу титана и понижающими температуру начала превращения, мартенситное превращение приводит к образованию типичной игольчатой структуры α' - и α'' -фаз. α' -фаза представляет собой пересыщенный α -твердый раствор и образуется преимущественно в низколегированных сплавах. По типу и параметрам решетки она не отличается от равновесной α -фазы. Однако для нее характерны значительные внутренние напряжения в решетке, в результате чего линии на рентгенограммах оказываются размытыми [48]. α' -фаза образуется в более легированных сплавах и также представляет собой пересыщенный α -твердый раствор. Однако ее решетка отличается от решетки α -фазы несколько измененным расположением атомов, что приводит к появлению ромбической симметрии вместо гексагональной [49]. По виду под микроскопом структуры α' - и α'' -фаз различить трудно. Присутствие кислорода в сплавах титана придает структуре α' - и α'' -фаз характер «корзиночного переплетения».

Низколегированные α - и $\alpha+\beta$ -сплавы титана со всеми переходными элементами (β -стабилизаторы), а также с алюминием и кислородом (α -стабилизаторы) относятся к мартенситному классу. Мартенситные фазы в этих сплавах титана (α' и α'') значительно более пластичны и менее прочны, чем в сталях. Основные пути упрочнения мартенситных сплавов титана заключаются в комплексном легировании их алюминием и β -стабилизирующими элементами.

В цирконии полиморфное превращение может протекать в зависимости от скорости охлаждения как по «нормальной», так и мартенситной кинетике. В отличие от титана технический цирконий благодаря относительно высокому объемному эффекту превращения подвергается в процессе закалки на мартенсит заметному упрочнению за счет фазового наклепа. Например, у циркония с 0,02% C, 0,03% O₂ и 0,135% Al после закалки с 1000° в сравнении с отожженным состоянием предел текучести σ_0 повышается с 7,7 до 22 кг/мм², а предел прочности с 27 до 32 кг/мм² [45]. Однако в сравнении со сталями и другими сплавами на основе железа упрочнение циркония и его сплавов невелико, так как их низкотемпературная модификация имеет гексагональную плотноупакованную решетку, для которой характерны малое число плоскостей легкого скольжения и слабая блокировка дислокаций по Коттреллу [6, 50].

Как показывает приведенное сравнение, развитию полиморфного превращения по «нормальной» кинетике (в частности, в условиях непрерывного охлаждения) способствуют увеличение объемного эффекта превращения и существенное превышение температуры превращения над температурой рекристаллизации.

В связи с тем, что при полиморфном превращении, протекающем по «нормальной» кинетике, зародыши новой фазы наиболее легко возникают на границах зерен с большими углами разориентировки, при объяснении характера этого превращения можно высказать и другую точку зрения. Как было показано ранее, при небольших степенях переохлаждения ниже T_0 образование некогерентных зародышей у таких границ зерен энергетически более выгодно, чем образование когерентных зародышей. Поэтому можно предположить, что в условиях высокой диффузионной подвижности атомов некогерентный рост возможен с момента зарождения. Исходя из этих позиций, при объяснении имеющихся экспериментальных фактов во всех случаях и особенно в тех, когда превращение протекает при температурах значительно выше температуры рекристаллизации, нет необходимости считать, что на начальной стадии полиморфных превращений, протекающих по «нормальной» кинетике, имеет место когерентное зарождение с последующим нарушением когерентности и разви-

тием роста новой фазы по механизму «атом за атом», т. е. за счет самодиффузии (в чистых металлах) или диффузии (в сплавах). Если превращение с «нормальной» кинетикой является ориентированным, то это может быть также и благодаря тому, что между исходной фазой и возникшим на границе некогерентным зародышем по мере его роста устанавливается структурное и размерное соответствие.

§ 3. Кинетика фазовых превращений сталей и сплавов титана. Диффузионные превращения

При анализе условий образования устойчивых зародышей на основе равновесных диаграмм состояния необходимо дополнительно учитывать зависимость свободной поверхностной энергии на границе раздела фаз λ и энергии упругой и пластической деформации E от кривизны межфазной границы. При одинаковом объеме зародыша новой фазы энергия деформации будет наименьшей, если зародыши имеют форму «плоского» линзовидного диска, и наибольшей, если он представляет собой шар [6]. При одинаковой величине поверхности зародышей поверхностная энергия также наименьшая у «плоского» линзовидного диска и наибольшая у шара. При построении равновесных диаграмм состояния эти энергии полагают постоянными, что справедливо в первом приближении только в случае плоской границы. Однако даже при плоской границе раздела поверхностная энергия зависит от того, какими кристаллографическими плоскостями сопрягаются фазы. То же самое можно отметить и относительно энергии деформации, поскольку она зависит от анизотропии коэффициента линейного расширения и модулей упругости и сдвига в различных кристаллографических направлениях. Итак, если поверхность раздела фаз криволинейна, то равновесие сдвигается. Чем больше кривизна межфазной границы или меньше ее радиус, тем резче смещение линий растворимости на диаграмме состояния и тем больше приращение свободной энергии, приходящееся на единицу объема возникающей или растворяющейся фазы. Для того чтобы в этих условиях приращение свободной энергии системы в целом было наименьшим, необходим переход некоторого количества одной фазы в другую, имеющую более низкий уровень удельной свободной энергии.

Естественно, что при любой кривизне межфазной поверхности система будет стремиться восстановить «идеальные» условия равновесия, отвечающие случаю плоской границы.

Если учесть, что с увеличением кривизны межфазной поверхности и уменьшением ее радиуса одновременно должен уменьшаться и размер частиц растворяющейся фазы, то становится понятным влияние степени дисперсности растворяющейся фазы на ее растворимость в фазе-растворителе. Чем выше степень дисперсности фазы, тем больше ее растворимость.

С этих же позиций получили объяснения и основные закономерности образования устойчивых зародышей новой фазы в зависимости от степени переохлаждения и степени пересыщения исходной фазы относительно равновесных линий на диаграмме состояния. Чем больше степень переохлаждения и степень пересыщения исходной фазы, тем меньше критический размер зародыша новой фазы и тем ниже уровень флуктуаций состава и тепловых флуктуаций, необходимый для образования устойчивого зародыша. Поэтому с увеличением степени переохлаждения (или пересыщения) исходной фазы не только уменьшаются критические размеры зародышей новой фазы, но и возрастает скорость их зарождения, т. е. число зародышей, возникающих в единицу времени в единице объема. Однако одновременно снижается диффузионная подвижность атомов, что затрудняет образование зародышей. Вследствие этих двух противо-

положных по своему влиянию тенденций зависимость скорости зарождения от степени переохлаждения представляет собой кривую с максимумом.

В настоящее время считают, что состав центров первых зародышей новой фазы мало отличается от равновесной концентрации при температуре начала превращения. А. А. Бочвар [2] и И. И. Новиков [51] показали это при неравновесной кристаллизации алюминиевых сплавов эвтектического типа. Для условий фазовых превращений в твердом состоянии такой вывод еще более справедлив потому, что в связи с необходимостью затраты энергии на деформацию для образования устойчивого зародыша новой фазы в исходной твердой фазе требуются более значительные флуктуации состава, чем при кристаллизации жидкости. С момента образования зародышевого центра новой фазы, на межфазной границе весьма быстро устанавливаются концентрации фаз, близкие к равновесным, поскольку для этого не требуется перемещение атомов на значительные расстояния. В то же время внутри фаз создается градиент концентраций, так как в начальные моменты превращения внутренние объемы фаз еще имеют исходный состав. Объемная диффузия, выравнивающая концентрации внутри фаз, приводит к нарушению равновесия на межфазной границе и тем самым стимулирует развитие граничной диффузии, стремящейся вновь восстановить пограничные равновесные концентрации. При этом происходит перемещение межфазной границы в сторону фазы либо с более, либо с менее высокой концентрацией растворенного элемента в зависимости от того, понижает или повышает объемная диффузия пограничную концентрацию данного элемента. С увеличением степени переохлаждения линейная скорость роста зародышей новой фазы сначала возрастает за счет увеличения градиента концентраций в исходной фазе, а затем снижается вследствие уменьшения коэффициента диффузии.

Таким образом, и скорость зарождения и линейная скорость роста изменяются в зависимости от степени переохлаждения по кривым с максимумами, соответствующими некоторым промежуточным температурам в интервале превращения¹. Это обуславливает аналогичный характер изменения и средней объемной скорости превращения (см. рис. 1). В отличие от кристаллизации жидкости при фазовых превращениях в твердом состоянии (особенно в сплавах) вследствие значительно меньшей подвижности атомов и наличия упругой энергии удается реализовать не только восходящую, но и нисходящую ветвь кривой изменения средней объемной скорости превращения в зависимости от температуры. Следует отметить, что объемная скорость превращения при любой температуре не является постоянной величиной и изменяется во времени, например в условиях изотермической выдержки, также по кривым с максимумами. Обычно чем больше максимальная величина объемной скорости превращения при данной температуре и чем раньше достигается ее максимум, тем больше и средняя объемная скорость превращения. Математический анализ кинетики фазовых превращений в изотермических условиях дан Б. А. Колмогоровым [52], И. Л. Миркиным [53], Е. Шайлем [54], Р. Ф. Мейлом [55] и др.

На рис. 1 схематически показана связь между диаграммой состояния, средней объемной скоростью превращения и диаграммой изотермического превращения. На примере двойных сплавов типа твердых растворов с неограниченной растворимостью (см. рис. 1, 1) можно видеть, что диффузионное превращение γ -фазы в α -фазу развивается тем быстрее, чем больше объемная скорость превращения при данной температуре. Поэтому диаграммы изотермического превращения имеют характер С-образных кри-

¹ Однако скорость зарождения имеет максимум при более низких температурах, чем линейная скорость роста [4].

вых. Наименьшее время до начала заметного превращения примерно соответствует температуре, при которой средняя объемная скорость превращения максимальна. Эту температуру принято называть температурой T_{\min} наименьшей устойчивости исходной фазы. Время до начала превращения, или так называемый «инкубационный период», определяется чувствительностью метода исследования (обычно 1–5% превращения) и является понятием условным, так как оно несоизмеримо велико по сравнению с действительным ничтожно малым временем, необходимым для протекания подготовительных процессов в исходной фазе, приводящих

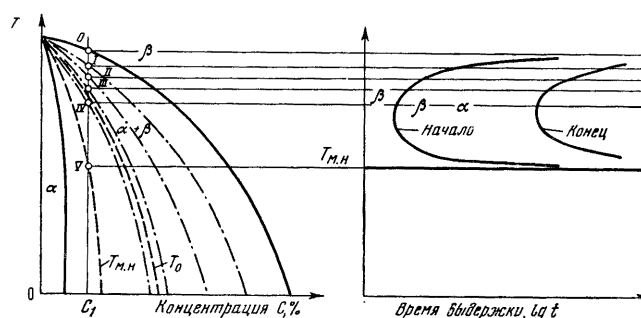


Рис. 2. Диаграмма состояния двойных сплавов типа непрерывных твердых растворов (с ограниченной растворимостью в α -фазе и неограниченной растворимостью в β -фазе), богатых компонентом А (а), и влияние степени переохлаждения на кинетику диффузионного $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в изотермических условиях (б): Обозначения те же, что на рис. 1.

к самопроизвольному зарождению кристаллов новой фазы. Поэтому можно предположить, что чем выше чувствительность метода исследования, тем ближе должна быть T_{\min} к температуре, соответствующей максимуму не средней объемной скорости превращения, а максимуму объемной скорости на начальном этапе превращения.

Температурные кривые начала заметного превращения асимптотически приближаются к температуре верхней границы двухфазной области на равновесной диаграмме состояния, так как уже при самых малых степенях переохлаждения диффузионное превращение принципиально возможно. Таким образом, в отличие от мартенситных превращений у диффузионных превращений в условиях равновесия гистерезис отсутствует.

Представляет интерес рассмотреть кинетику $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в изотермических условиях в двойных сплавах титана с Мо или V, которые образуют непрерывный ряд твердых растворов с диаграммой состояния по типу рис. 2, а также сплавов с Mn, имеющих диаграмму состояния эвтектичного типа¹.

Скорость $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения определяется скоростью диффузии легирующего элемента в β -фазе. В сплаве титана с 13% Мо температура T_{\min} β -фазы составляет 550°, а время заметного начала и конца $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения, соответственно, 2 и 1000 мин (С. А. Шпехнер и В. Ростокер [24]). По мере снижения концентрации Мо скорость $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения воз-

¹ Кроме Мо и V, диаграмму состояния типа рис. 2 с титаном имеют также Nb и Ta. Диаграмму с эвтектичным превращением, кроме Mn, образуют Fe, Cr, Co, Ni, Cu, W, Si и H.

растает. При этом температура T_{\min} повышается вместе с температурой начала превращения. При 11% Мо превращение становится заметным через 20 сек ($T_{\min}=550^\circ$), при 7% Мо — через 11 сек ($T_{\min}=650^\circ$) и при 3% Мо — через 8 сек ($T_{\min}=720^\circ$) (Д. И. Де Лазаро, М. Заксен и др. [24]).

В сплавах титана с V $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение протекает быстрее, чем в сплавах с Мо, так как V является более слабым β -стабилизатором и его коэффициент диффузии в β -фазе значительно выше. По данным Р. Е. Домагало и В. Ростокера [24], в сплавах с 15% V $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение становится заметным через 20 сек, а заканчивается через 10 мин при $T_{\min}=500-550^\circ$, т. е. примерно в течение тех же отрезков времени, что и $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в сплаве железа с 9,2% Cr при $T_{\min}=700^\circ$ [5].

Еще быстрее $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение протекает в низколегированных доэвтектидных сплавах титана с Mn. Например, в сплаве титана с 5% Mn при $T_{\min}=600^\circ$ заметное образование α -фазы начинается через несколько секунд, а заканчивается менее чем через минуту (Х. Л. Мередит, С. В. Хандова [56]). Однако с увеличением содержания Mn до 12% превращение замедляется и становится заметным только через несколько десятков минут (И. Д. Фрост и др. [163]).

Алюминий в сплавах, богатых титаном, стабилизирует α -фазу и смещает интервал $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в область высоких температур. Поэтому легирование алюминием сплавов титана с β -стабилизирующими элементами ускоряет $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение. Это было показано Х. Д. Кеслером и М. Хансеном на сплавах с содержанием до 6% Cr и до 10% Mo, в которые добавляли 2,4 и 6% Al [3].

Для всех рассмотренных сплавов титана диаграммы диффузионного превращения β -фазы в α -фазу в изотермических условиях имеют вид С-образных кривых, как это показано на рис. 2.

Примеси внедрения (например, углерод в сплавах железа и кислород в сплавах титана) оказывают существенное влияние на скорость полиморфных превращений. В доэвтектидных сталях (особенно в легированных) углерод повышает устойчивость аустенита и несколько замедляет превращение его в феррит. В сплавах титана кислород как α -стабилизатор ускоряет превращение β -фазы в α -фазу. По данным Д. И. Де Лазаро и В. Ростокера, с увеличением кислорода от 0,02 до 0,15% в сплаве титана с 11% Мо длительность до начала заметного превращения сокращается с 3,5 мин до 20 сек, а температура T_{\min} повышается с 500 до 600° [24]. По-видимому, подобное влияние этих примесей главным образом обусловлено соответствующим изменением температуры начала фазовых превращений. Р. И. Джеффи [24] предполагает, что ускорение превращения в сплавах титана с кислородом обусловлено дополнительным возникновением зародышей α -фазы по границам блоков, образующихся вследствие полигонизации зерен β -фазы. Это явление полигонизации было обнаружено Д. И. Мейкьюзом, Х. Р. Огденом и Р. И. Джеффи на сплавах титана с марганцем, содержащих 0,1—0,2% N.

Для сплавов с эвтектидным превращением характерны диаграммы изотермического превращения более сложного вида (см. рис. 1, II). Например, в доэвтектидном сплаве концентрации C соотношение между объемными скоростями диффузионных превращений исходной γ -фазы в α -фазу (v_α) и в эвтектид ($\alpha+\beta$)₀ (v_e) существенно зависит от температуры. Выше эвтектидной температуры T_e имеет место превращение γ -фазы только в α -фазу. Ниже T_e начинает протекать и эвтектидное превращение, однако ему предшествует выделение избыточной α -фазы, количество которой определяется температурой превращения. С понижением температуры объемная скорость эвтектидного превращения v_e непрерывно возрастает и при температуре образования псевдоэвтектидных структур T_n (см. пересечение вертикали C с продолжением линии НЭ) становится равной скорости $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения v_α . При температуре

ниже $T_{\text{н}}$ избыточная α -фаза не выделяется, так как v_2 превышает v_3 . Максимуму v_3 соответствует температура наименьшей устойчивости γ -фазы в интервале эвтектоидного превращения ($T_{\text{мин1}}$).

В доэвтектоидных или заэвтектоидных по составу сплавах выделены избыточные α - или β -фазы теоретически возможно только при температурах, расположенных выше области, ограниченной продолжениями линий НЭ (для α -фазы) и ВЭ (для β -фазы). Эти фазы имеют тенденцию возникать преимущественно вблизи границ зерен. В сплавах, близких по составу к эвтектоидным, избыточные фазы выделяются в виде сетки по границам зерен. В сплавах, резко отличающихся по составу от эвтектоидного, они могут образовывать отдельные крупные зерна.

При значительных степенях переохлаждения ниже T_0 (но не ниже продолжения линии НЭ на рис. 1, II) избыточная фаза может вслед за выделением в виде сетки или отдельных участков по границам зерен расти в глубь зерен в форме видманштеттовой структуры, имеющей вид пластинок и реек, определенным образом ориентированных по отношению к исходной фазе. Благодаря кристаллографическим особенностям и кинетике образования эти ориентированные структуры относят к мартенситным [1].

Чем выше температура предварительного нагрева и крупнее зерна исходной фазы, тем при меньших степенях последующего переохлаждения (или скоростях охлаждения) образуются видманштеттовые структуры. Это обусловлено тем, что с увеличением температуры нагрева и размера зерна склонность исходной фазы к переохлаждению возрастает вследствие снижения числа центров самопроизвольного зарождения.

Как показали Г. Ганнеман и А. Шредер [57], пластинчатый феррит в мелкозернистой доэвтектоидной стали выделяется при содержании углерода 0,15—0,32%, а в крупнозернистой — в более широком интервале содержания углерода (0,1—0,4%). Чем больше углерода в стали, тем при меньшей скорости охлаждения может образовываться феррит в виде видманштеттовой структуры. В крупнозернистых сталях пластинчатый феррит образуется уже при скоростях охлаждения соответственно выше 2—0,3 град/сек, а в мелкозернистой — выше 20—2,5 град/сек. В заэвтектоидных сталях возможно образование игольчатого цементита.

α -фаза титана в виде пластинчатой видманштеттовой структуры обнаружена в закаленных из β -области сплавах со средним и высоким содержанием алюминия [3]. При очень низких содержаниях алюминия структура α -фазы «зазубренная», как у чистого титана. Однако в обоих случаях А. Д. и М. К. Мак-Квиллены относят превращение $\beta \rightarrow \alpha$ к мартенситным [3].

В области температур, расположенной ниже продолжений линий НЭ и ВЭ (см. рис. 1, II) в до- и заэвтектоидных сплавах, несмотря на значительные отклонения их состава от эвтектоидного, получают структуры эвтектоидного типа, которые по терминологии А. А. Бочвара [2] принято называть псевдоэвтектоидными.

Механизм эвтектоидного превращения имеет много общего с механизмом образования эвтектических колоний при кристаллизации, описанным К. П. Буниным [58], Смяловским [50] и др. Наиболее детально эвтектоидное превращение изучено в углеродистых сталях. И. Л. Миркин [53] показал, что ведущей фазой в эвтектоидном превращении в стали является цементит, первые зародыши которого образуются преимущественно у границ зерен, нерастворенных карбидных частиц и других включений. Цементитный зародыш вырастает в пластинку. При достижении определенной толщины цементитной пластинки рядом с ней зарождаются пластинки феррита. Одновременно происходит краевой рост пластинок обеих фаз. В результате многократного чередования и повторения этих процессов образуется перлитное зерно. На его поверхности со временем

возникают новые зародыши иной ориентации, которые приводят к образованию других зерен перлита.

С понижением температуры превращения дисперсность эвтектоидных структур возрастает, что выражается в уменьшении величины межпластинчатого расстояния (т. е. толщины пары пластинок цементита и феррита). В сталях это расстояние при перлитной структуре в 2—3 раза больше, чем при сорбитной, и в 6—7 раз больше, чем при трооститной [5].

Как было показано Р. Ф. Мейлом [59], скорость роста перлитных колоний практически не зависит от температуры нагрева и длительности гомогенизации аустенита, от степени раскисления стали, а следовательно, и от величины зерна и неоднородности аустенита. Однако эти же факторы весьма существенно влияют на скорость зарождения и через нее на среднюю объемную скорость превращения. С повышением температуры нагрева и длительности гомогенизации аустенита количество нерастворенных карбидных частиц и неоднородность аустенита по углероду снижаются. Это приводит к уменьшению числа готовых зародышей, а также микрообъемов, в которых могут возникать флуктуации состава, необходимые для самопроизвольного зарождения новых центров. В соответствии с этим снижаются скорости зарождения и превращения в целом.

Углерод и легирующие элементы оказывают значительное влияние на скорость как зарождения, так и роста перлитных колоний. В работах И. Л. Миркина [53], М. Е. Блантера [5] и Р. Ф. Мейла [59] показано, что Ni, Mn, W и особенно Mo снижают скорость роста. Добавка Mo в сталь в количестве 0,3% может уменьшить скорость зарождения на три порядка [5]. Mn и Cr замедляют превращение в перлитном интервале температур. Углерод также тормозит распад аустенита на перлитные составляющие. Al и Si вначале замедляют, а затем ускоряют превращение. Только Co значительно увеличивает скорости зарождения и роста перлитных колоний [59].

В сплавах титана скорость эвтектоидного превращения еще в большей степени зависит от легирующих элементов. Ниже приведены данные о температуре эвтектоидного превращения в двойных сплавах титана, предельной растворимости легирующих элементов в α -фазе и их содержание в сплавах эвтектоидного состава (табл. 1).

Таблица 1

Некоторые характеристики бинарных систем титана с эвтектоидным превращением

Легирующий элемент	Эвтектоидная температура, °С	Предельная растворимость в α -фазе при эвтектоидной температуре, вес. %	Эвтектоидный состав, вес. %	Кем получены данные
Марганец	550	0,5	20	Д. П. Мейкьюз и др. [3, 24]
Никель	600	< 0,2	15	Р. П. Ван Тайн, М. Хансен и др. [24, 3]
Хром	675	0,5	15	Ф. В. Гафф, М. Хансен и др. [24, 3]
Кобальт	685	< 0,1	9	Ф. Л. Оррель и др. [24, 3]
Никель	770	—	7	Х. Марголин, П. Р. Инльсон и др. [24, 3]
Медь	790	2,1	7	А. Юкайнен и др. [24]
Кремний	860	0,4	0,9	М. Хансен и др. [24]

Элементы расположены в таблице в порядке возрастающей способности вступать в эвтектоидную реакцию. В сплавах титана с Mn, Fe и Cr эвтектоидное превращение протекает несравнимо медленнее, чем в сталях. Например, в сплавах с 2,9—12% Mn превращение не начинается в течение 1500 час при 450—650° (П. Д. Фрост и др. [3]). В сплавах с 1,3% Fe при 570° превращение не наблюдается в течение 1000 час, с 2,2—6,1% Fe оно начинается через 100 час, а при большем содержании Fe — через 10 час (Д. Х. Полонис и др. [3]). В сплавах с 4,6—7,5% Cr при 650° превращение становится заметным после выдержки в течение 200 час, а при 550° — через 48 час. Однако эвтектоидному превращению в этих сплавах предшествуют промежуточное превращение β -фазы в метастабильную ω -фазу и распад последней на α -фазу и обогащенную хромом β -фазу. Последующее образование эвтектоида сопровождается уменьшением содержания хрома в обогащенной β -фазе (П. Д. Фрост и др. [24]). При дополнительном легировании сплавов титана с 2,4—6% Cr алюминием до 2,4—6% эвтектоидное превращение при 600° регистрируется только через 1000 час. Как в бинарных, так и в этих тройных сплавах с хромом эвтектоид начинает образовываться при наличии двухфазной ($\alpha + \beta$)-структуры. Замедление эвтектоидного превращения при введении в сплавы алюминия связывают с тем, что он тормозит $\beta \rightarrow \omega$ -превращение (Х. Д. Кеслер и М. Хансен [3]).

В сплавах титана с Ni, Si и особенно Cu эвтектоидное превращение развивается значительно быстрее. В сплавах с Cu эвтектоидного и заэвтектоидных составов эвтектоид образуется даже в условиях закалки. Выделяется он по границам зерен бывшей β -фазы в виде глобулярных включений (Р. И. Джеффи, Ф. С. Холден и др. [24]). Однако сплавы титана с этими элементами не нашли еще практического применения.

Примеси внедрения ускоряют эвтектоидный распад во всех титановых сплавах. Из примесей внедрения следует особо выделить водород, так как он образует с титаном сложную систему β -эвтектоидного типа с температурой эвтектоидного превращения 320—325° [3, 24, 60]. По данным Мак Квиллана [3], содержание водорода в β -фазе эвтектоидного состава равно примерно 38 ат. % или 1,3 вес. %. При эвтектоидной температуре β -фаза этого состава перестраивается в α -фазу с содержанием водорода около 8 ат. % или 0,19 вес. % и γ -фазу в виде гидрида титана с 47 ат. % или 1,8 вес. % водорода, т. е. близкого по составу к TiH. Однако В. И. Михеева [61] по данным Левнинга, Сивертса и Хэгга приводит несколько отличные данные: содержание водорода в β -фазе эвтектоидного состава, за основу которой условно принят гидрид TiH, составляет 44 ат. % или 1,65 вес. %; γ -фаза считается фазой на основе гидрида TiH₂. Растворимость водорода в α -фазе при комнатной температуре меньше 0,14 ат. % или 0,03 вес. %. При этом наиболее резкое изменение растворимости имеет место в интервале от эвтектоидной температуры до 125°.

Кристаллическая структура гидрида титана представляет собой грациентрированную кубическую решетку с постоянной около 4,4 μ X или 4,409 Å [24]. Основанные на этих данных расчеты показывают, что удельный объем гидрида титана при эвтектоидной температуре на 15,8—19% больше, чем у α -модификации титана, и на 13,7—16,8% больше, чем у β -модификации титана (меньшие значения относятся к гидриду TiH₂, а большие — к TiH). Имеющиеся опытные данные [61] о разнице в удельных объемах препарата состава TiH_{1,64} и чистого титана (15,5%) хорошо согласуются с результатами расчетов.

При малых и средних скоростях охлаждения преимущественными местами выделения гидридов титана служат границы зерен и призматическая плоскость (10 $\bar{1}0$). При резкой закалке гидриды выделяются в мелкодисперсной форме и равномерно распределяются по объему зерен [62, 64].

§ 4. Кинетика фазовых превращений сталей и сплавов титана. Мартенситные и промежуточные превращения

В отличие от превращений диффузионного типа характерной чертой мартенситных превращений является наличие гистерезиса, величина которого должна быть численно равна разности $T_o - T_{м.н}$. Мартенситное превращение протекает в температурном интервале $T_{м.н} - T_{м.к}$, который располагается ниже T_o на величину, зависящую от состава сплава (см. рис. 1).

Объемная скорость мартенситных превращений обычно на несколько порядков превышает скорость диффузионных превращений. Зависимость объемной скорости мартенситных превращений от температуры принципиально также должна иметь вид кривой с максимумом [63]. С понижением температуры скорость превращения сначала возрастает за счет увеличения разности свободных энергий фаз ΔF_v , а затем начинает уменьшаться, поскольку мартенситное превращение в сплавах железа является сдвиговым, а с понижением температуры вероятность образования сдвигов падает по экспоненциальному закону. Как указывает М. Е. Блантер [5], такое объяснение верно для сплавов железа, так как для них объемная скорость превращения определяется скоростью зарождения мартенситных кристаллов. Скорость же их роста определяется скоростью пластического сдвига, присущей скольжению при пластической деформации, и не зависит от температуры. В сплавах некоторых других металлов, например в оловянистой и алюминиевых бронзах, сплавах U—Cr, In—Te и Au—Cd, рост мартенситных кристаллов происходит со значительно меньшей и вполне измеримой скоростью, которая изменяется во времени и зависит от температуры в соответствии с общей теорией фазовых превращений.

Поэтому для этих сплавов скорость роста мартенситных кристаллов оказывает влияние на объемную скорость превращения [5, 15]. В некоторых из этих сплавов, особенно четко в оловянистой бронзе [2], выявляется нижняя ветвь кривой объемной скорости $v_{сд}$ превращения (см. рис. 1, I). В сплавах железа она реализуется весьма редко, например в сплаве, содержащем 24% Ni и 3% Mn [63].

Для подавляющего большинства используемых в технике сталей и сплавов на основе железа характер изменения средней объемной скорости $v_{сд}$ мартенситного превращения имеет вид, показанный на рис. 1, II. Это связано со стабилизацией аустенита за счет фазового наклепа, поскольку число зародышей, образующихся в момент достижения $T_{м.н}$ или более низкой температуры, и наименьшая наблюдаемая скорость мартенситного превращения достаточны для мгновенной стабилизации аустенита и прекращения превращения. Максимум и нисходящая ветвь кривой средней объемной скорости мартенситного превращения наблюдается у указанного выше сплава железа с Ni и Mn потому, что превращение начинается при относительно более низких (отрицательных) температурах. Благодаря этому значительно снижается скорость образования зародышей мартенсита и не происходит стабилизация аустенита в первые же моменты превращения.

Для суждения о преимущественном характере изменения средней объемной скорости мартенситного $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения в сплавах титана в зависимости от температуры изотермической выдержки данных пока еще очень мало.

В сталях и сплавах титана легирующие элементы оказывают весьма существенное влияние на температуру начала $T_{м.н}$ и конца $T_{м.к}$ мартенситных превращений. В углеродистых и легированных сталях температура начала мартенситного превращения относительно низка. Она

располагается вне двухфазной $\alpha+\gamma$ -области и в большинстве случаев значительно ниже эвтектидной температуры (см. рис. 1, II).

Влияние углерода на $T_{м.н}$ и $T_{м.к}$ в углеродистой стали было обобщено А. П. Гуляевым [35] (рис. 3). С увеличением содержания углерода от 0,1 до 1,7% температура $T_{м.н}$ снижается от 500 до 100°, а $T_{м.к}$ — от 440 до —100°. Наиболее резкое изменение имеет место при повышении концентрации углерода до 0,5—0,6%. $T_{м.к}$ достигает комнатной температуры в стали с 0,5% С. Интервал мартенситного превращения наиболее широкий в сталях с 0,5—1,2% С, а наиболее узкий в малоуглеродистых сталях.

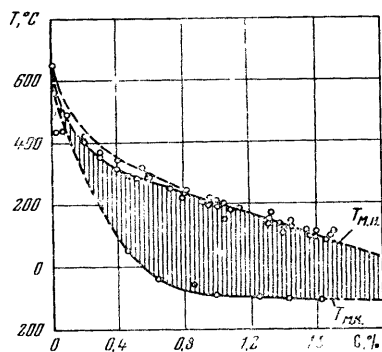


Рис. 3. Влияние углерода на температуры начала и конца мартенситного превращения в углеродистой стали. (Суммировано А. П. Гуляевым [35] по данным различных авторов)

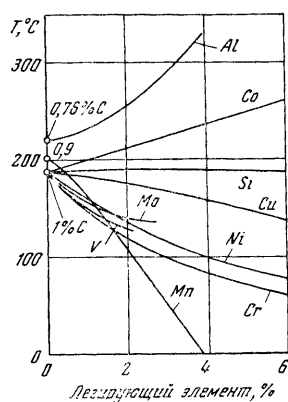


Рис. 4. Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения в стали с ~1% С [64]

Влияние легирующих элементов в стали на температуру $T_{м.н}$ наиболее полно изучено В. И. Зюзиным, В. Д. Садовским и С. И. Баранчуковым [64] на примере стали с 1% С (рис. 4). Элементы Mn, Cr, Ni, V, Mo и Cu снижают $T_{м.н}$, Si не влияет, а Co и Al повышают ее. На примере сталей с Cr и Mo эти исследователи, а также В. Г. Воробьев и А. П. Гуляев [35] показали, что с увеличением содержания углерода в стали эффективность влияния легирующих элементов на $T_{м.н}$ возрастает. Элементы, понижающие $T_{м.н}$, снижают также и $T_{м.к}$, но менее резко, чем $T_{м.н}$.

С понижением $T_{м.н}$ и $T_{м.к}$ количество остаточного аустенита (при комнатной температуре) возрастает, с повышением этих температур, наоборот, уменьшается. Особенно значительно влияние на содержание остаточного аустенита в закаленной стали оказывают С, Mn, Cr и Ni (рис. 5 и 6).

В отличие от сталей в сплавах титана, богатых титаном, $T_{м.н}$ располагается непосредственно в двухфазной $\alpha+\beta$ -области (см. рис. 2) и лишь при относительно высоком содержании легирующих элементов в сплавах эвтектидного типа становится ниже эвтектидной температуры. По данным П. Дьюза [24], наиболее резко $T_{м.н}$ снижают Fe, Mn, Mo, Cr и W, несколько меньше Nb и V и меньше всего Zr (рис. 7). Как показали Г. Л. Кель и А. В. Риккардо, кислород в сплавах титана с молибде-

ном повышает $T_{м.н}$ на 10% на каждый 0,1% O. Аналогично действует и азот [24]. По данным И. Л. Тейлора и П. Дьюза [3], алюминий в $\alpha + \beta$ -сплавах немного снижает $T_{м.н}$. Об этом же свидетельствуют данные работы Х. Д. Кеслера и М. Хансена [3, 24], которые на сплавах титана с Al до 6% и Mo до 10% показали, что в присутствии алюминия в $\alpha + \beta$ -сплавах β -фазу можно сохранить путем закалки при более низких

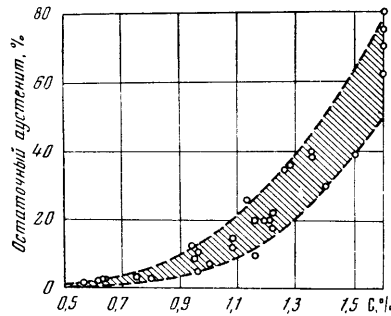


Рис. 5. Влияние углерода на количество остаточного аустенита в закаленной углеродистой стали. Широкий интервал значений обусловлен различными режимами охлаждения. (Суммировано А. П. Гуляевым [35] по данным различных авторов)

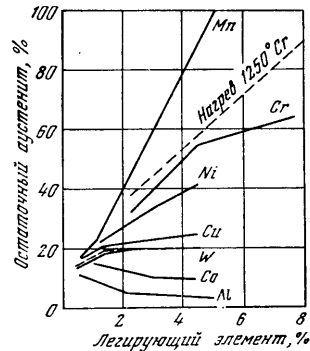


Рис. 6. Влияние легирующих элементов на количество остаточного аустенита в закаленной стали с содержанием углерода около 1% [64]. Температура выдержки перед закалкой 1150°

концентрациях переходных элементов (β -стабилизаторов). Однако для двойных α -сплавов титана с алюминием предполагают существование обратной закономерности, т. е. повышение $T_{м.н}$ с ростом содержания алюминия [3].

В двойных сплавах Ti—Al β -фаза не может быть зафиксирована закалкой ни при каких концентрациях β -фазы при закалке двойных сплавов на основе йодидного титана с β -стабилизирующими элементами, образующими с титаном системы с диаграммами эвтектичного типа, необходимо следующее минимальное количество легирующих элементов (в %): Fe — 4, Mn — 6,5, Cr — 8, Ni — 8, Cu — 13,5 [3, 24, 48, 49, 60]. При меньших содержаниях этих элементов структура при закалке из β -области с высоких температур представляет собой мартенситную α' -фазу с некоторым количеством остаточной β -фазы, которое оказывается тем больше, чем меньше растворимость данного β -стабилизирующего элемента в α -фазе. Например, при одинаковом содержании этих элементов в двойных сплавах количество остаточной β -фазы больше всего в сплавах с Fe и меньше всего в сплавах с Cu.

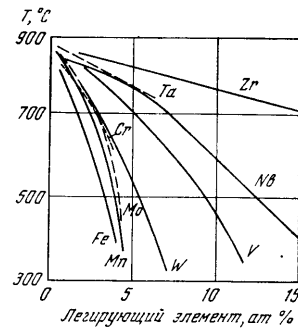


Рис. 7. Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения в двойных сплавах титана [24]

При закалке из β -области с низких температур в структуре сплавов с этими элементами может появляться также и небольшое количество равновесной α -фазы, образующейся по нормальной кинетике в процессе охлаждения в $\alpha+\beta$ -области. Поскольку в некоторых сплавах в условиях быстрого охлаждения возможен также и эвтектонидный распад (например, в сплавах с Cu), постольку выделение равновесной α -фазы может происходить и ниже эвтектонидной температуры в виде избыточной фазы.

На рис. 8, по данным Н. В. Агеева и Л. А. Петровой [48], показано влияние температуры закалки $T_{\text{зак}}$ на структуру сплавов титана с Fe (до 9%) различной чистоты. Сплавы технической чистоты при содержании до 1,8% Fe (рис. 8, а) в зависимости от температуры закалки имеют структуру α' - или $\alpha'+\alpha''$ -фаз. По мере дальнейшего увеличения содержания Fe в структуре закаленных сплавов может иметь место сочетание следующих фаз: $\alpha'+\beta$ или $\alpha'+\alpha+\beta$, $\beta+\alpha'+\omega$, $\beta+\omega$ и β . В сплавах высокой чистоты по кислороду и азоту области устойчивости β -фазы и появления ω -фазы расширяются как в сторону меньших концентраций Fe, так и в сторону более низких температур закалки (см. рис. 8, б).

При закалке двойных сплавов на основе йодидного титана с β -стабилизирующими элементами, обладающими неограниченной растворимостью в β -фазе, чистая β -фаза фиксируется при содержании элементов не ниже (в %): Mo — 12, V — 15, Nb — 36, Ta — 40 [3, 24, 48, 49, 60]. По мере снижения содержания этих элементов в структуре сплавов в зависимости от температуры закалки может иметь место следующее сочетание фаз: $\alpha'+\beta+\omega$, $\alpha'+\beta$ или $\alpha'+\alpha+\beta$, α' или $\alpha'+\alpha$. При этом α' -фаза образуется в сплавах со средним содержанием легирующих элементов при закалке с высоких температур. Например, по данным Н. В. Агеева

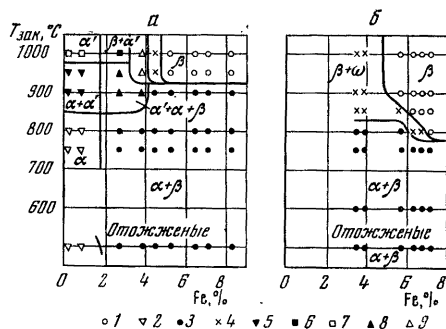


Рис. 8. Метастабильная диаграмма фазового состава сплавов титана с железом (первый тип). Сплавы на основе магнетермического титана (а) и йодидного титана (б) [48]:

Обозначения точек: 1 — β -фаза; 2 — α -фаза; 3 — $\alpha+\beta$ -фаза; 4 — $\beta+\omega$ -фаза; 5 — $\alpha+\alpha'$ -фаза; 6 — $\beta+\alpha'$ -фаза; 7 — α' -фаза; 8 — $\alpha+\alpha'+\beta$ -фаза; 9 — $\beta+\alpha'+\omega$ -фаза

и Л. А. Петровой [48], в сплавах Ti—Mo α' -фаза появляется при содержании от 2,5 до 11% Mo (рис. 9). В менее легированных сплавах при закалке из β -области с высоких температур образуется чистая α' -фаза. Однако в условиях закалки из β -области с низких температур кроме α' -фазы образуется также и небольшое количество равновесной α -фазы. По-видимому, затруднения при образовании α -фазы в сплавах титана

с β -стабилизирующими элементами при повышении температуры закалки связаны главным образом с уменьшением скорости зарождения вследствие повышения однородности β -фазы и роста зерна. Влияние же легирующих элементов должно проявляться как на скорости зарождения, так и на скорости роста α -фазы.

Наиболее высокую твердость закаленные сплавы имеют тогда, когда в их структуре присутствует ω -фаза. Твердость α' -фазы и особенно α'' -фазы значительно ниже, чем у ω -фазы, и еще более низкая, чем у мартенсита в сталях.

В некоторых $\alpha+\beta$ -сплавах титана (с Mo, V, Mn, Cr, Fe, Nb, W, Co, Ni) имеет место промежуточное превращение β -фазы в метастабильную ω -фазу. По мнению большинства исследователей (А. Е. Аустин, П. Д. Фрост, Ф. С. Холден и др. [24], Ю. А. Багаряцкий [49, 65], Н. В. Агеев и Л. А. Петрова [48], В. Н. Гриднев и В. И. Трефилов [66]) ω -фаза как при непрерывном охлаждении, так и в процессе старения образуется сдвиговым путем по мартенситной кинетике при температурах, обычно не превышающих $500-450^\circ$. Превращение характеризуется отсутствием инкубационного периода и относительно большой скоростью и неполнотой протекания. Образование ω -фазы сопровождается повышением твердости и хрупкости сплавов. ω -Фаза имеет гексагональную решетку ($c/a \cong 0,612$) и весьма близка к решетке остаточной β -фазы [12]. Когерентность соблюдается только в определенном интервале концентраций β -стабилизирующих элементов, что и обуславливает ограничение составов $\alpha+\beta$ -сплавов, в пределах которых при старении может иметь место $\beta \rightarrow \omega$ -превращение. Кроме того, ω -фаза является относительно малолегированной. Поэтому, если β -фаза предварительно полностью гомогенизирована, то образование ω -фазы в процессе старения при низких температурах будет возможно в сплавах с определенным ограниченным содержанием β -стабилизаторов, которое однако достаточно для подавления превращения β -фазы в мартенситную α' -фазу при закалке из β -области до комнатной температуры.

При закалке ω -фаза образуется при следующих содержаниях элементов в двойных сплавах титана (в %): Fe — 4; Mo — 5; Mn и Co — 5,5; Cr — 6; Ni и W — 7,5; V — 13; Nb — 18 [65]; В. Ф. Грабинным, С. М. Гуревичем и В. И. Трефиловым [67] было показано, что образованию ω -фазы в сплавах типа ВТ-6 и более легированных сплавах с ванадием (до 10%) способствует химическая неоднородность по ванадию, обусловленная ликвацией этого элемента при кристаллизации сварных швов или в результате сегрегации в твердом состоянии по границам зерен в околошовной зоне. При этом $\beta \rightarrow \omega$ -превращение начинается в обедненных участках β -фазы. Эти исследования подтвердили также высказанное в работе [66] предположение о том, что образованию ω -фазы предшествует предварительное перераспределение β -стабилизирующих элементов еще в β -фазе с образованием обедненных и обогащенных ими субмикроскопических участков β -фазы. На этом основании $\beta \rightarrow \omega$ -превращение при старении сравнивают с превращением аустенита в бейнит в сталях [65].

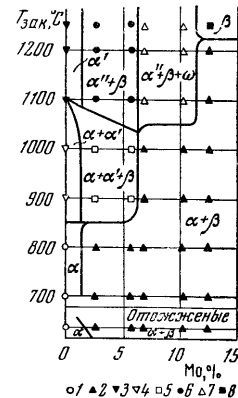


Рис. 9. Метастабильная диаграмма фазового состава сплавов титана с молибденом (второй тип). Сплавы на основе магнетермического титана [48]:

Обозначения точек: 1 — α -фаза; 2 — $\alpha+\beta$ -фаза; 3 — α' -фаза; 4 — $\alpha+\alpha'$ -фаза; 5 — $\alpha+\alpha'+\beta$ -фаза; 6 — $\alpha'+\beta$ -фаза; 7 — $\alpha'+\beta+\omega$ -фаза; 8 — β -фаза

В процессе старения ω -фаза теряет когерентность по отношению к β -фазе и становится различимой на электронномикроскопических снимках в виде характерных «оспин». Распад ω -фазы происходит диффузионным путем на α -фазу и обогащенную β -фазу, после чего твердость сплавов снижается. При длительном старении эта обогащенная β -фаза в эвтектидных сплавах может распадаться на α -фазу и соединения. Рентгеновским анализом ω -фаза выявляется при относительно более высоком ее содержании, чем с помощью электронного микроскопа или dilatометрического анализа. Превращение β -фазы в ω -фазу протекает с уменьшением объема, а выделение α -фазы при распаде ω -фазы — с увеличением объема.

В сталях к промежуточному превращению относят бейнитное (игло-чато-трооститное) превращение. Наличие этого превращения обусловлено относительно высокой диффузионной способностью углерода в интервале температур, располагающемся ниже температуры T_0 и непосредственно примыкающем к интервалу мартенситного превращения. На рис. 1, II область промежуточного превращения условно обозначена в виде $\gamma \rightarrow (\alpha + \beta)_{\text{пр}}$.

Бейнитное превращение, как и мартенситное, протекает сдвиговым путем. Однако в отличие от мартенситного превращения возникновение бейнитного превращения и его объемная скорость лимитируются диффузией углерода [35, 68, 5]. Действительно, для образования зародыша кристалла α -фазы по мартенситной кинетике в доэвтектидной стали с концентрацией углерода C (см. рис. 1, II, а) при некоторой температуре $T_{\text{пр.н}}$, которая выше температуры начала мартенситного превращения, очевидно, необходимо предварительное обеднение отдельных микрообъемов γ -фазы углеродом до концентрации $C_{\text{пр.н}}$. В обедненных объемах γ -фазы критического размера сдвиговым путем возникает пластинка α -фазы, а по соседству с ней в γ -фазе возникает частица цементита. Поскольку цементитные частицы образуются не только за счет отвода углерода от поверхности α -фазы, но и от соседних объемов γ -фазы, в последних возникает возможность образования новых пластинок α -фазы. В верхней части температурного интервала бейнитного превращения благодаря большим скоростям диффузии углерода строение бейнита имеет «перистый» характер с почти параллельными образованиями пластинок α -фазы и цементитной фазы. В нижней части интервала (ближе к $T_{\text{м.н}}$) строение бейнита имеет «иглочатый» характер с одиночными образованиями иглочатых выделений пересыщенной α -фазы, ориентированных по определенным кристаллографическим плоскостям и окруженных тонкими выделениями карбидной фазы. Это обусловлено тем, что с понижением температуры снижается степень обеднения углеродом отдельных объемов γ -фазы, необходимая для образования пластинок α -фазы. Кроме того, уменьшается скорость диффузии углерода.

В ряде легированных сталей с невысоким содержанием углерода¹ бейнит с «иглочатым» строением практически не удается отличить от мартенсита при помощи обычного металлографического анализа. В температурной области промежуточного превращения на диаграммах изотермического распада аустенита обнаруживается второй минимум устойчивости аустенита, температура которого $T_{\text{min}2}$ соответствует максимуму средней объемной скорости образования бейнита (см. рис. 1, II, б и в). В чистоуглеродистых и некоторых низколегированных сталях из-за отсутствия достаточно резкого разграничения областей перлитного и промежуточного превращений $T_{\text{min}1}$ и $T_{\text{min}2}$ оказываются настолько близкими

¹ В безуглеродистых сплавах железа промежуточное превращение отсутствует.

друг к другу, что практически выявляется один общий минимум устойчивости аустенита. Легирование стали Mn, Cr, Ni, Mo, W и V замедляет промежуточное превращение и сдвигает его в области более низких температур, в результате чего на диаграммах изотермического превращения с большей или меньшей четкостью обнаруживается второй минимум устойчивости аустенита. В доэвтектоидной нелегированной стали углерод повышает температуру бейнитного превращения, а в легированной, наоборот, снижает. В некоторых легированных сталях температурный интервал бейнитного превращения накладывается на верхнюю часть интервала мартенситного превращения.

УСЛОВИЯ ПРОТЕКАНИЯ
 ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОСНОВНОМ МЕТАЛЛЕ
 ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ

§ 1. Строение зоны термического влияния
 в сварных соединениях сталей и сплавов титана

Под зоной термического влияния принято понимать примыкающую к сварному шву зону основного металла с измененной в процессе сварки структурой.

Главная особенность строения зоны термического влияния в сварных соединениях перлитных и мартенситных сталей и α - и α - β -сплавов титана обусловлена тем, что эти материалы являются сплавами на основе металлов, претерпевающих полиморфное превращение. Поэтому при любом исходном состоянии основного металла в зоне термического влияния этих сплавов всегда можно наблюдать участки полной и частичной перекристаллизации (1 и 2 на рис. 10).

В участке полной перекристаллизации (рис. 10, 1) максимальные температуры нагрева основного металла изменяются от температуры плавления $T_{пл}$ до температуры $T_{к. ф. н.}$, которая для стали соответствует концу $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (критическая точка A_c), а для сплавов титана — концу $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения. В этом участке следует выделить зону с несколькими рядами крупных зерен (I''), которая нагревается выше температуры $T_{н. и. р.}$ начала интенсивного роста зерна аустенита в сталях или β -фазы в сплавах титана и в которой возможно частичное оплавление границ зерен. Эту зону принято называть околошовной. Кроме того, в микроскопически узких областях первого ряда зерен околошовной зоны и шва, прилегающих к «границе» сплавления основного металла со швом (I'), развивается химическая неоднородность (главным образом, за время контакта твердого металла с жидким). Вместе эти области образуют зону химической неоднородности, роль которой оказывается особенно важной в случае разницы в композициях основного и присадочного металлов или в их чистоте по вредным примесям.

Особый интерес к изучению процессов в околошовной зоне при сварке обусловлен тем, что именно в ней, как правило, происходят наиболее резкие изменения структуры и свойств основного металла, которые в большинстве случаев оказываются решающими при оценке свариваемости данного сплава или стали (снижение пластичности и ударной вязкости вследствие роста зерна, перегрева и полной или частичной закалки; образование горячих и холодных трещин).

Основными параметрами термического цикла околошовной зоны являются максимальная температура нагрева T_{max} , близкая к $T_{пл}$, скорость нагрева W_n в температурном интервале фазового превращения, длительности t' и t'' пребывания металла выше температуры конца фазового превращения и скорость охлаждения W_o в температурном интервале соответствующего фазового превращения при охлаждении (см. рис. 10, б).

В участке частичной перекристаллизации (рис. 10, 2) основной металл нагревается выше температуры $T_{н.ф.п}$, которая для стали соответствует началу превращения перлита в аустенит (критическая точка A_c), а для большинства сплавов титана — началу $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения. Обычно структурные изменения в этом участке по сравнению с околосшовной зоной оказывают менее отрицательное влияние на свойства сварных соединений. Однако при определенном сочетании исходной структуры и условий нагрева и охлаждения при сварке в этом участке может иметь место разупрочнение основного металла, обусловленное либо характером новых фаз, образующихся при последующем охлаждении, либо процессами в старых фазах при нагреве (см. ниже для участка 3).

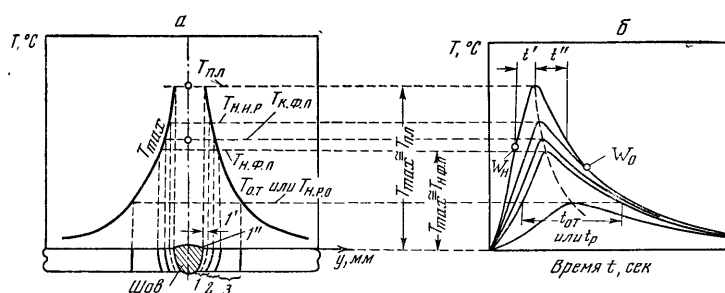


Рис. 10. Схема строения зоны термического влияния при однопроходной сварке листов встык:

a — распределение максимальных температур T_{max} поперек шва (ось y) и соответствующие им участки зоны термического влияния; *b* — термические циклы на границах отдельных участков зоны термического влияния. Обозначения максимальных температур: $T_{пл}$ — плавление; $T_{н.р}$ — начало интенсивного роста зерна; $T_{н.ф.п}$ и $T_{к.ф.п}$ — соответственно, начало и конец фазового превращения при нагреве; $T_{от}$ — отпуск закаленного основного металла перед сваркой; $T_{н.р.о}$ — начало рекристаллизации обработки

Наличие третьего участка (рис. 10, 3) и тип структурных изменений в нем зависят от исходного состояния основного металла перед сваркой. При сварке отожженного металла третий участок в зоне термического влияния практически отсутствует. При сварке сталей или сплавов титана после упрочняющей термической обработки типа «закалка», «закалка и отпуск» или «закалка и старение», а также в нагартованном состоянии (послековки или прокатки) в этом участке, как правило, происходит разупрочнение. В первом случае оно обусловлено процессами распада пересыщенных твердых растворов (отпуском мартенсита или старением высокотемпературных остаточных фаз) и последующей коагуляцией упрочняющих фаз (карбидов в сталях и интерметаллидов и химических соединений в сплавах титана). Во втором случае к разупрочнению преимущественно приводят процессы рекристаллизации обработки. Этот третий участок принято называть участком или зоной разупрочнения, отпуска или рекристаллизации. Наиболее резкое разупрочнение металла обычно имеет место у границы этого участка с участком неполной перекристаллизации, где максимальные температуры нагрева T_{max} близки к нижней критической точке фазового превращения $T_{н.ф.п}$. Поэтому основными параметрами термического цикла участка разупрочнения являются максимальная температура нагрева $T_{max} \cong T_{н.ф.п}$ и длительность $t_{от}$ (или t_p) пребывания металла при сварке выше температуры отпуска $T_{от}$ (или t_p)

начала рекристаллизации обработки $T_{н.р.о}$) (см. рис. 10, б). Склонность основного металла к разупрочнению при сварке в ряде случаев является одной из важных характеристик свариваемости высокопрочных сталей (преимущественно мартенситных) и некоторых сплавов титана. Однако при выборе технологии и режимов сварки эта характеристика является вспомогательной. Основные характеристики свариваемости рассматриваемых в настоящей работе материалов оценивают главным образом изменения фазового состава и структуры металла в околошовной зоне, от которых в наибольшей мере зависит технологическая и эксплуатационная прочность сварных соединений и конструкций.

§ 2. Термические циклы околошовной зоны при сварке и наплавке сталей и титана

Преобразования в околошовной зоне протекают в обстановке непрерывного изменения температуры, деформаций и напряжений вследствие интенсивного местного неравномерного нагрева металла при сварке. Оценка изменения температуры при сварке плавлением в настоящее время не представляет затруднений. Для этой цели широко используются методы инженерных расчетов тепловых процессов, разработанные у нас Н. Н. Рыкалинным и его школой [69—71]. Основные выводы теории тепловых процессов и ее расчетные методы положены в основу настоящей работы при изучении особенностей превращений в сталях и сплавах титана и при разработке системы критериев расчета режимов сварки этих материалов.

Наиболее характерные термические циклы металла в околошовной зоне соответствуют трем основным технологическим вариантам сварки плавлением (рис. 11): 1) однопроходная сварка; 2) многослойная сварка длинными участками; 3) многослойная сварка короткими участками.

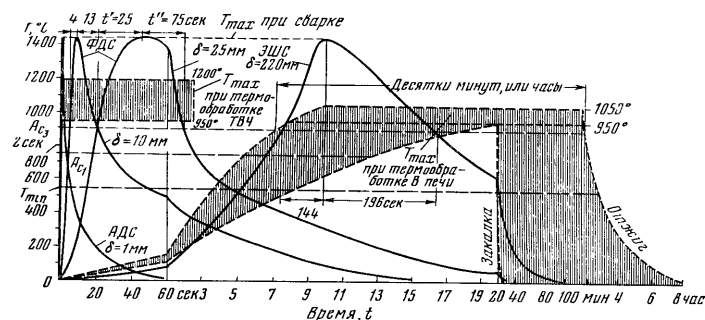


Рис. 11. Сопоставление термических циклов околошовной зоны при однопроходной сварке низколегированной стали толщиной δ , равной 1, 10, 25 и 220 мм, с термическими циклами при простой термообработке (заштриховано):

АДС — аргонодуговая сварка; ФДС — дуговая сварка под флюсом; ЭПС — электрошлаковая сварка

Параметры термического цикла околошовной зоны при однопроходной сварке листов встык изменяются в зависимости от толщины основного металла в весьма широких пределах (табл. 2).

Указанные в таблице данные соответствуют термическим циклам с максимальными температурами: для стали 1350—1400°, для титана 1550—1600°; расчеты для аргонодуговой сварки и дуговой сварки под флюсом стали и титана выполнены по схеме быстро движущегося линейного источника в пластине с теплоотдачей (для тонкого металла) [70], а для

Таблица 2

Сравнение параметров термического цикла околошовной зоны при однопроходной дуговой и электрошлаковой сварке стыковых соединений низколегированной стали и технического титана

Толщина листов, мм	Способ сварки	Погонная энергия * q, ккал/см	Скорость нагрева при 900° W/н, град/сек	Длительность пребывания выше 800°, сек		Скорость охлаждения W/н, град/сек		Источник
				при нагреве t'	при охлаждении t''	при 900°	при 500°	
Низколегированная сталь								
1	W-электродом в арго-не без разделки и зазора	200	1700	0,4	1,2	240	60	Расчет по Н. Н. Рыкалину [70] и опыты И. Д. Булагина [76]
2	То же	400	1200	0,6	1,8	120	38	То же
3	Под флюсом без разделки и зазора на флюсовой подушке	900	700	2	5,5	54	12	Расчет по Н. Н. Рыкалину [70] и опыты автора [72]
5	То же	1700	400	2,5	7	40	9	То же
10	Под флюсом с V-образной разделкой (60°) на флюсовой подушке	4600	200	4	13	22	5	»
15	То же	10000	100	8	22	9	2	»
25	»	25000	60	25	75	5	1	»
50	Электрошлаковая двумя электродами проволоками	120000	4	162	336	1,0	0,3	Г. А. Перцовский [77]
100	Электрошлаковая тремя электродами проволоками	160000	7,0	36	168	2,3	0,7	Б. А. Кох [78]
100	Электрошлаковая пластинчатым электродом	280000	3,5	126	312	0,83	0,28	То же
220	Электрошлаковая двумя электродами проволоками	230000	3,0	144	396	0,8	0,25	»
Технический титан								
0,8	W-электродом в арго-не без разделки и зазора	90	900	0,7	2,5	200	Расчет по Н. Н. Рыкалину [70] и опыты автора и Г. В. Назарова [72]	
		95	900	0,8	2,7	170		
		105	900	1,0	3,0	150		
2,0	То же	200	600	1,2	3,8	90	То же	
		260	600	1,6	4,9	80		
		280	600	1,8	5,2	74		
3,0	Под флюсом без разделки и зазора на флюсовой подушке	550	400	3	8	37	»	
5,0	То же	1000	200	3,5	10	31	»	

Таблица 2 (окончание)

Толщина листов, мм	Способ сварки	Погонная энергия * к. в. мд. см	Скорость нагрева при 900° град/сек	Длительность пребывания выше 900°, сек		Скорость охлаждения W _о , град/сек		Источник
				при нагреве t'	при охлаждении t''	при 900°	при 550°	
10,0	Под флюсом с V-образной разделкой (60°) на флюсовой подушке	2700	100	6	18,5	17		Расчет по Н. Н. Рыкалину [70] и опыты автора и Г. В. Назарова [72]
70 × 110 (поковка)	Электрошлаковая сварка в кокиле пластинчатым электродом	86000	17	40	195	2,5		Опыты С. М. Гуревича [79]

* $q = \tau_{\text{н}} \cdot 0,24 UI$ — эффективная тепловая мощность дуги, кал/сек; здесь U — напряжение на дуге, в; I — сварочный ток, а; $\tau_{\text{н}}$ — эффективный к. п. д. нагрева металла дугой, принятый: для аргонодуговой сварки — 0,8, для сварки под флюсом — 0,9, для электрошлаковой сварки — 0,5 (для листов толщиной 50 мм и поковки 110 × 70 мм) и 0,75 (для листов толщиной 100 и 220 мм); v — скорость сварки, см/сек.

аргонодуговой сварки титана с накладками и подкладками — по схеме быстро движущегося линейного источника в пластине (или мгновенного плоского в стержне) с холодными концами и теплоотдачей [72].

С увеличением толщины стали от 1 мм (аргонодуговая сварка) до 220 мм (электрошлаковая сварка) скорость нагрева $W_{\text{н}}$ околошовной зоны вблизи точки $A_{\text{с}}$ ($\sim 900^\circ$) изменяется от 1700 до 3 град/сек, общая длительность пребывания металла $t' + t''$ выше этой температуры от 1,6 до 540 сек, а скорость охлаждения $W_{\text{о}}$ при температуре наименьшей устойчивости аустенита ($\sim 550^\circ$) — от 60 до 0,25 град/сек. Пределы изменения этих параметров при сварке технического титана также весьма широкие, однако в сравнении со сваркой стали величины скорости нагрева и охлаждения несколько меньше, а длительности $t' + t''$ больше. Как было показано нами в работе [72], это обусловлено более высокой термической эффективностью процессов проплавления и прогрева титана при сварке вследствие того, что он обладает меньшими, чем сталь, коэффициентами тепло- и температуропроводности и удельным объемным тепло-содержанием. Для однопроходной сварки титана встык значения погонной энергии q/v примерно в 1,7 раза меньше, чем для сварки стали той же толщины. Это соотношение близко к отношению удельных весов рассматриваемых металлов, что в существенной мере обусловлено гидростатическим давлением уровня расплавленного металла в ванне, уравновешивающего давление дуги [73—75].

При однопроходной наплавке или сварке угловых швов в нахлесточных, тавровых и крестовых соединениях термические циклы имеют такой же вид, как и при сварке встык, однако для них характерны более высокие скорости нагрева $W_{\text{н}}$ и охлаждения $W_{\text{о}}$ и меньшие длительности $t' + t''$.

Возможности регулирования термического цикла, структуры и свойств металла в околошовной зоне при однопроходной сварке встык более ограничены, чем при наплавке или сварке угловых швов. Исключение составляет электрошлаковая сварка, при которой можно значительно изменять погонную энергию в зависимости от числа и формы электродов, характера их движения и благодаря наличию медных ползунов, форми-

рующих шов и отводящих теплоту (см. табл. 2). При всех других способах однопроходной сварки наиболее эффективным средством изменения параметров термического цикла является предварительный или сопутствующий подогрев (главным образом для снижения скорости охлаждения с целью смягчения закалочных явлений). Однако подогрев иногда не может быть использован из-за чрезмерного роста зерна, перегрева, образования околошовных горячих трещин или по причине трудности осуществления.

При многослойной сварке длинными участками металл в околошовной зоне каждого предыдущего слоя успевает почти полностью охладиться до начала укладки следующего. Однако последующие слои охлаждаются все-таки несколько медленнее, чем первый. Поэтому выбор режимов сварки закаливающихся материалов обычно ведут по первому слою. По своему характеру и параметрам термический цикл околошовной зоны при укладке первого слоя многослойного шва принципиально не отличается от случая однопроходной наплавки или сварки угловых швов. Расчеты в обоих случаях основываются на одних и тех же схемах [70, 71]. Однако в отношении возможностей регулирования структуры и свойств шва и околошовной зоны многослойная сварка длинными участками обладает двумя существенными преимуществами по сравнению с однопроходной сваркой или наплавкой: 1) резкое снижение длительности $t' + t''$ пребывания металла при температурах выше конца фазового превращения и в частности выше температуры интенсивного роста зерна; чем меньше погонная энергия дуги, т. е. чем больше число слоев, тем меньше $t' + t''$ (табл. 3); 2) смягчающее воздействие теплоты последующего слоя на структуру предыдущего, которое при сварке закаливающихся сталей выражается в отпуске. Благодаря этим преимуществам способ многослойной сварки длинными участками является основным технологическим вариантом для соединения большинства перлитных и мартенситных сталей средней и большой толщины, а также для ряда сплавов титана.

При многослойной сварке короткими участками, вследствие непрерывного суммирования тепловых полей при последовательном наложении

Т а б л и ц а 3

Параметры термического цикла околошовной зоны первого слоя стыкового шва при многослойной дуговой сварке низколегированной стали длинными участками (расчет по Н. Н. Рыкалину [70] и опыты автора: разделка кромок V-образная с углом раскрытия 60°)

Толщина листа, мм	Погонная энергия q' , кал/см	Скорость нагрева при 900° W, град/сек	Длительность пребывания выше 900°, сек		Скорость охлаждения при 550° W ₀ , град/сек
			при нагреве t'	при охлаждении t''	
10	2000	320	1,8	6,5	15
	3000	230	2,3	8,0	7
15	2000	360	1,5	5,0	45
	3000	260	2,0	7,0	17
	5000	130	3,0	11,0	5
20	2000	400	1,2	4,2	55
	3000	280	1,8	6,0	35
	5000	150	2,7	9,0	12
	8000	120	4,2	15,0	6
35	2000	450	1,0	3,5	60
	3000	300	1,5	4,8	37
	5000	180	2,5	8,0	25
	8000	140	4,0	13,0	15

слоев, можно в околошовной зоне первого слоя получить сложный термический цикл с малой длительностью $t' + t''$ и с ветвью охлаждения, как при изотермической закалке. Этот цикл еще более благоприятен для материалов, склонных к закалке, росту зерна и перегреву, и позволяет в околошовной зоне и шве закаливаемых сталей получить твердый и относительно вязкий и пластичный металл со структурой бейнита. Однако использование метода многослойной сварки короткими участками пока еще ограничено из-за трудности автоматизации.

Особый интерес представляет сравнение параметров термических циклов при односторонней сварке и простой термической обработке. На рис. 11 это сделано на примере низколегированной стали. Наиболее резко отличаются максимальные температуры нагрева: при сварке они близки к температуре плавления, при термообработке токами высокой частоты они ограничены температурами 950—1200°, а при термообработке в печах они составляют 950—1050°, т. е. превышают точку A_{c3} не более, чем на 100—150°. По этой причине при сварке имеет место интенсивный рост зерна, а при термообработке он ограничен.

По диапазону изменения скоростей нагрева в интервале $A_{c1} - A_{c3}$ термические циклы околошовной зоны при сварке стали толщиной 1—25 мм (1700—60 град/сек) близки к циклам при термообработке токами высокой частоты, но резко отличаются от циклов при печной термообработке (1—0,1 град/сек).

Значительная разница наблюдается и в длительности пребывания металла в аустенитном состоянии (выше A_{c3}). При сварке стали толщиной 1—25 мм она изменяется в пределах от 2 до 100 сек, а при термообработке в печи — от десятков минут до нескольких часов. При термообработке токами высокой частоты эта длительность обычно не выходит за пределы, указанные для сварки.

Высокие скорости нагрева и относительно малые длительности пребывания металла выше A_{c3} при сварке часто обуславливают существенную неоднородность аустенита и наличие в нем сегрегатов или даже неравновесных карбидов.

По скоростям и длительностям охлаждения металла в температурном интервале превращения аустенита сварка практически не отличается от термообработки. Диапазон изменения этих параметров от толщины металла и способа сварки может охватывать как режимы закалки, так и отжига. Таким образом, по сравнению с печной термообработкой наиболее существенные отличия в условиях изменения температуры при сварке накапливаются главным образом до начала превращения аустенита, т. е. на этапах нагрева до максимальной температуры и последующего охлаждения до A_{c3} . Однако, несмотря на одинаковые условия последующего охлаждения, эти отличия приводят к существенным изменениям кинетики превращения аустенита и конечных структуры и свойств металла в околошовной зоне.

§ 3. Изменение деформаций и напряжений в околошовной зоне при сварке сталей и сплавов титана

Возникновение собственных сварочных деформаций и напряжений обусловлено неравномерным распределением температуры при сварке, фазовыми превращениями, протекающими с изменением удельного объема, и жесткостью свариваемых элементов, препятствующей развитию деформаций. В отличие от тепловых процессов, процессы изменения полей внутренних деформаций и напряжений первого рода при сварке изучены в меньшей степени, и расчеты их, как правило, весьма сложны. В настоящее время инженерные расчеты, разработанные в СССР В. П. Володичным [80], Н. О. Ожербломом [81, 82], Г. А. Николаевым [83], Н. Н. Ры-

калиным [84], используются главным образом для определения конечных деформаций формоизменения и остаточных напряжений. Наиболее достоверные данные о кинетике изменения внутренних деформаций и напряжений в процессе сварки получены путем экспериментальных исследований на сталях с применением разработанного Н. Н. Прохоровым дифференциального метода определения деформации [85—87]. По этому методу внутренняя деформация металла ϵ в определенной зоне сварного соединения находится как разность между изменением размеров ϵ_{ϕ} (формоизменением) в этой зоне при сварке на установленной базе измерения

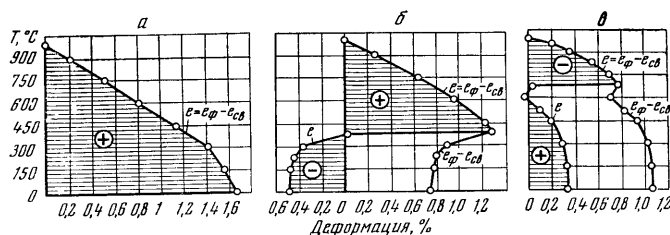


Рис. 12. Нарастание продольной деформации в околошовной зоне в зависимости от температуры при охлаждении в условиях наплавки валика на кромку пластины:

а — сталь ОХ18Н9Т; б — сталь 25ХН4; в — сталь Ст. 3 [86]

и свободной температурной деформацией $\epsilon_{св}$, определяемой dilatометрическим путем с помощью равномерно нагретого образца. Поскольку при сварке температура в зоне термического влияния распределена неравномерно (как в продольном, так и особенно в поперечном шву направлении), постольку даже дифференциальный метод является приближенным. Однако точность этого метода тем выше, чем меньше база измерения.

Измерение Н. Н. Прохоровым [86] продольных деформаций в околошовной зоне с помощью механических тензометров на базе 20 мм в условиях наплавки валика на кромку пластины показало, что в сплавах, не претерпевающих фазовых превращений (сталь ОХ18Н9Т), при нагреве происходит развитие упругопластических внутренних сжимающих деформаций и напряжений. При достижении T_{max} цикла они меняют знак, и при последующем охлаждении в околошовной зоне монотонно возрастают растягивающие деформации и напряжения (рис. 12, а).

В табл. 4 приведены данные о деформациях и напряжениях в околошовной зоне, полученные при следующих условиях: размеры пластины 300×100×8 мм, наплавка на кромку длиной 200 мм электродами из малоуглеродистой стали; погонная энергия дуги $q/v=3,3-4,2$ ккал/см; скорость охлаждения при 550° около 6—8 град/сек; напряжения были измерены на модели в виде тонкостенных трубчатых образцов, нагреваемых током и воспринимающих сжимающие напряжения, которые создавались активными силами и имитировали реакцию соседних с околошовной зоной участков металлов; для сталей Ст.3, 40Х и 25ХН4 остаточные напряжения были дополнительно проверены методом разрезания на пластинах с наплавленными на кромку валиками.

К моменту полного выравнивания температурного поля внутренняя деформация растяжения достигает 1,65%, а остаточное растягивающее напряжение, уравновешивающее упругую составляющую деформации, около 24 кг/мм². В сталях марок 3 и 20 превращение перлита и феррита в аустенит при нагреве, протекающее с уменьшением объема, приводит к снижению сжимающих деформаций и напряжений, а обратное превра-

щение аустенита в феррит и перлит при охлаждении, протекающее с увеличением объема, — к снижению растягивающих деформаций и напряжений. В процессе охлаждения деформация и напряжение дважды меняют свой знак: примерно при температурах начала и конца распада аустенита. При этом каждый раз пластическая составляющая внутренней деформации исчезает. В процессе распада аустенита развиваются сжимающие деформации и напряжения небольшой величины. По мере последующего охлаждения растягивающие деформации и напряжения вновь нарастают и при комнатной температуре достигают соответственно 0,3—0,33% и 29—22 кг/мм² (см. рис. 12, и табл. 4).

В легированных сталях (например, 25ХН4), претерпевающих бейнитное и особенно мартенситное превращения, влияние этих фазовых превращений на кинетику развития деформаций и напряжений оказывается более существенным (см. рис. 12, б и табл. 4).

Таблица 4

Развитие внутренних продольных деформаций и напряжений в околошовной зоне различных сталей при охлаждении в процессе наплавки на кромку пластины
(по данным П. Н. Прохорова [86, 87])

Марка стали	Температура начала превращения аустенита, °С	Внутренняя деформация перед началом превращения, %	Напряжение перед началом превращения, кг/мм ²	Температурный интервал существования сжимающих напряжений °С	Внутренняя деформация после охлаждения до 20°, %	Напряжение после охлаждения до 20°, кг/мм ²
Ст. 3	680	+0,78	+ 1,7	670—500	+0,33	+29
Ст. 20	670	+0,72	+ 1,5	630—480	+0,30	+22
30ХГСА	440	+1,2	+ 5,5	410—370	-0,23	+12
40Х	430	+1,4	+ 4,0	430—220	-0,22	+10
25ХН4	360	+1,3	+ 4,8	320—20	-0,47	- 9
35СГ	320	+1,75	+ 8,5	270—20	-0,23	- *
50ХВС	300	+ 1,75	+ 14	200—20	-0,24	- *
ОХ18Н9Т	Нет	+ **	+ **	Нет	+1,65	+24

* Напряжения сжатия, величина неизвестна.

** Напряжения растяжения, величина неизвестна, возрастают линейно по мере снижения температуры.

Величина растягивающих деформаций перед началом превращения аустенита определяется коэффициентом линейного расширения стали и температурой начала превращения. Чем ниже эта температура, тем больше величина растягивающих деформаций к началу превращения. В зависимости от состава стали деформация растяжения может достигать 0,7—1,8%. Например, в сталях Ст.3 и Ст.20 к началу превращений аустенита в феррит и перлит (680—670°) деформация равна 0,78—0,72%; в сталях 30ХГСА и 40Х к началу бейнитного превращения (440—430°) она составляет 1,2—1,4%; в сталях 25ХН4, 35СГ и 50ХВС к началу мартенситного превращения (360—300°) деформация равна 1,3—1,75%.

При анализе этих данных следует иметь в виду, что наплавку производили электродами из малоуглеродистой стали, вследствие чего превращение аустенита в наплавленном металле во всех случаях протекало при относительно высоких температурах (~ 600°) с образованием феррито-перлитной структуры. Поэтому при наплавке на легированные стали, в околошовной зоне которых аустенит сохранялся до более низких температур, чем в шве, деформация растяжения аустенита в зоне возрастала также и вследствие дополнительного влияния увеличения удельного объема шва при превращении и разницы в коэффициентах теплового рас-

ширения шва и зоны при последующем охлаждении. Отсюда следует, что влияние состава металла шва на деформацию аустенита в околошовной зоне закаляющихся сталей будет тем значительнее, чем больше разница в температурах превращения аустенита в этих зонах сварного соединения.

Таким образом, перед началом превращения аустенит подвергается небольшой по величине внутренней деформации растяжения, продольная составляющая которой равна 0,7—1,8%. Эта деформация тем больше, чем ниже температура начала превращения аустенита в околошовной зоне и чем выше эта температура превращения в шве. Хотя по своей величине упругопластическая деформация аустенита невелика, она, как будет показано в гл. V и VI, может оказывать существенное влияние на кинетику мартенситного превращения и на сопротивляемость металла околошовной зоны образованию холодных трещин. При этом существенное значение приобретает разница в температурах превращения аустенита в шве и околошовной зоне, однако не столько в связи с изменением величины деформации, сколько из-за возникновения различий в условиях и степени развития релаксационных процессов в аустените.

В процессе последующего превращения аустенита в околошовной зоне развиваются небольшие сжимающие деформации и напряжения. Величина их в легированных сталях больше, чем в малоуглеродистых (см. рис. 12, б и в). Одновременно с понижением температуры начала превращения аустенита в мартенситную область (особенно ниже 350°) восстановление растягивающих продольных напряжений к моменту полного выравнивания температуры становится маловероятным. Например, в сталях 25ХН4, 35СГ и 50ХВС возникают даже заметные сжимающие напряжения.

Существенное увеличение влияния превращения аустенита на величину и знак остаточных внутренних деформаций и особенно напряжений при переходе от малоуглеродистых к легированным сталям в сравнении со сталью ОХ18Н9Т обусловлено тремя основными причинами:

1) протеканием ферритного и перлитного превращений (малоуглеродистая сталь) при высоких температурах, когда металл слабо сопротивляется пластической деформации, а бейнитного и мартенситного превращений (легированная сталь) — при относительно низких температурах, при которых металл обладает более высокой сопротивляемостью пластической деформации и значительными упругими свойствами;

2) большей величиной разности между удельными объемами мартенсита и аустенита, чем феррита (или феррито-карбидных смесей¹) и аустенита;

3) возрастанием этой разности с понижением температуры, так как коэффициент линейного расширения у мартенсита меньше, чем у аустенита.

В. Н. Земзин [88] и П. А. Мельников [89] также показали, что в околошовной зоне закаляющихся легированных сталей развиваются продольные деформации и напряжения сжатия. Кроме того, они обнаружили, что по обе стороны от околошовной зоны при переходе к шву или основному металлу продольные напряжения изменяются скачкообразно. При этом в основном металле они всегда растягивающие, а в шве их знак зависит от типа электродов, т. е. состава наплавленного металла. Чем ниже температура превращения аустенита в металл шва, тем вероятнее развитие в нем сжимающих напряжений.

Для анализа кинетики развития деформаций при сварке и их влияния на технологическую прочность, а также структуру и свойства околошов-

¹ Справедливо для сталей с содержанием углерода примерно до 0,5%, так как удельный объем у карбидов, как правило, больше, чем у мартенсита.

ной зоны весьма важно располагать сведениями об изменении скорости деформации в процессе нагрева и охлаждения. В работе [86] показано, что и для малоуглеродистых и для закаливающихся легированных сталей развитие внутренних деформаций в околосшовной зоне с относительно высокими скоростями (0,02—0,03 мм/сек) происходит только в период нагрева и в начальной стадии охлаждения при высоких температурах. Резкое увеличение скорости деформации в области высоких температур обусловлено рядом причин: повышением коэффициента теплового расширения вследствие фазового превращения при нагреве (у аустенита он примерно в два раза выше, чем у мартенсита), увеличением скорости изменения температуры и снижением сопротивления металла пластической деформации. Перед превращением аустенита при охлаждении скорость деформации растяжения (0,0008—0,002 мм/сек) не менее, чем на один порядок ниже скорости деформации сжатия перед превращением в аустенит при нагреве (0,015—0,02 мм/сек). В процессе превращения аустенита и при последующем охлаждении она снижается еще почти на один порядок (до 0,003—0,0005 мм/сек), что при наличии мартенситной структуры указывает на вероятность локализации деформации преимущественно по границам зерен.

Скорости изменения поперечных деформаций в процессе охлаждения практически такие же, как и продольных. Разница заключается лишь в величине и знаке внутренних деформаций после полного охлаждения соединения [86]. В работе [87] Н. Н. Прохоров указывает, что в околосшовной зоне закаливающихся сталей могут возникать растягивающие поперечные напряжения. Проведенные им и В. С. Игнатъевой расчеты [90] показали, что вследствие мартенситного превращения растягивающие поперечные напряжения в поверхностных участках околосшовной зоны могут достигать величин, близких к пределу прочности стали. А. М. Макара [91] с помощью датчиков сопротивления с базой измерения 5 мм определил, что при сварке закаливающейся стали 35ХЗНЗМ в околосшовной зоне в средней части длины шва возникают растягивающие поперечные остаточные напряжения до 10 кг/мм², а в концевых участках шва — в два раза более высокие сжимающие.

На величину деформаций и напряжений существенное влияние оказывает ряд факторов: «жесткость» или размеры (до определенного предела) и конструкция соединяемых элементов; реактивные силы, возникающие обычно вследствие ограничения деформаций свариваемых элементов; активные силы от собственного веса изделия или от полезной нагрузки; последовательность наложения швов; режим сварки и число слоев; температура подогрева; различия в составе, теплофизических свойствах, в характере и температурных интервалах фазовых превращений металла шва и основного металла и т. п. [81—83, 86].

Существенное влияние закреплений и близкого расположения швов на величину остаточных продольных и поперечных напряжений часто используется при разработке конструкции жестких проб, предназначенных для оценки склонности сталей и сплавов титана к образованию холодных трещин.

Н. О. Ожерблом [81, 82] показал, что в общем случае для стыковых соединений при данной ширине свариваемых листов с увеличением погонной энергии величина напряжений в околосшовной зоне сначала возрастает, а затем по достижении некоторого максимума снижается. Наибольшие напряжения возникают при определенном соотношении между объемом расплавленного металла и шириной листов. В частности он предположил, что при сварке малоуглеродистой стали аустенитными электродами снижение продольных (от 35 до 30 кг/мм²) и повышение поперечных напряжений (от 5 до 10 кг/мм²) по сравнению со сваркой ферритными электродами обусловлены не столько различиями в характере

фазовых превращений и свойствах металла шва, сколько неодинаковыми тепловыми режимами сварки за счет разных коэффициентов наплавки. Однако А. М. Макара и И. П. Карета [91] с помощью рентгеновского метода, а также датчиков сопротивления и механических тензометров при сварке под флюсом стали 35ХЗНЗМ толщиной 14 мм электродными проволоками трех типов (ферритная Св08ГА, легированная ферритная Х5М, аустенитная Х20Н10Г6Т) получили настолько большую разницу в величине остаточных продольных сжимающих напряжений в околошовной зоне, что ее нельзя было объяснить изменением режима сварки. Сжимающие напряжения при применении ферритных электродов были равны 15, аустенитных — 20, а легированных ферритных — 35 кг/мм². При этом в первых двух случаях имел место резкий перепад остаточных продольных напряжений на границе сплавления от растягивающих в шве (соответственно 30 и 20 кг/мм²) до сжимающих в околошовной зоне. При сварке легированными ферритными электродами в шве были сжимающие напряжения 7 кг/мм². В соседнем с околошовной зоной участке основного металла во всех трех случаях были обнаружены высокие растягивающие продольные напряжения (легированные ферритные электроды — 45, аустенитные и ферритные — 85 кг/мм²). Эти данные показывают также, что при сварке закаливающихся сталей наибольшие сжимающие продольные остаточные напряжения по абсолютной величине обычно больше растягивающих поперечных.

Рациональными методами снижения остаточных напряжений при сварке являются общий подогрев, ограничение температуры охлаждения шва при многослойной сварке, повышение погонной энергии дуги при укладке второго слоя или отжигающего валика [86, 81]. Однако наиболее часто используется отпуск или отжиг изделий после сварки.

О кинетике изменения и величине внутренних деформаций и напряжений в околошовной зоне при сварке титана данных очень мало. Однако, располагая сведениями о коэффициенте линейного расширения титана ($8,5 \cdot 10^{-6}$ 1/°С при 0—100° в сравнении с $11,7 \cdot 10^{-6}$ 1/°С для железа), о модуле упругости (11250 в сравнении с 21000 кг/мм² для железа) и характере изменений удельного объема при протекании фазовых превращений, можно в первом приближении оценить знак и порядок величин остаточных деформаций и напряжения. Превращение $\beta \rightarrow \alpha$ в титане и его α - и $\alpha+\beta$ -сплавах, а также превращение $\beta \rightarrow \omega$ в $\alpha+\beta$ -сплавах титана протекают не с увеличением объема, как превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ в железе и стали, а с небольшим уменьшением его. Единственное превращение в титане и его сплавах, которое происходит с увеличением объема, — это гидридное (на 15% при TiH 100%). Однако расчеты показывают, что при содержании 0,01% Н изменение удельного объема технического титана вследствие гидридного превращения не превышает 0,1%. При полном превращении аустенита в мартенсит, например в стали с 0,38% С и 1,4% Cr, удельный объем увеличивается в среднем на 5%, т. е. в 50 раз больше¹. Столь малый общий объемный эффект гидридного превращения в околошовной зоне, вероятно, не может привести к изменению знака остаточных продольных растягивающих деформаций и напряжений первого рода.

Таким образом, следует полагать, что в отличие от закаливающихся сталей при сварке титана и его сплавов в околошовной зоне растягивающие деформации и напряжения развиваются не только поперек шва, но и вдоль него, т. е. так же, как в малоуглеродистых и аустенитных сталях. По своей величине внутренние деформации растяжения в титане в большинстве его α - и $\alpha+\beta$ -сплавов, по-видимому, должны быть не ниже, а выше,

¹ Расчет для титана проведен нами по параметру решетки гидрида $a=4,409 \cdot 10^{-8}$ см [24], а для стали — по данным А. П. Гуляева [35].

чем в стали типа 0X18H9T, поскольку в сопоставимых условиях сварки этих материалов градиенты температурных полей и коэффициенты линейного расширения отличаются незначительно, но зато модуль упругости титана в два раза ниже, чем у стали. Однако предположить то же самое относительно остаточных растягивающих напряжений без специальных исследований трудно, так как, несмотря на относительно высокие значения предела текучести сплавов титана, с повышением температуры он падает более резко, чем у стали. В одной из немногочисленных работ [92] показано, что в стыковых сварных соединениях полос из сплавов титана OT4-1 и BT5-1 шириной 150 и толщиной 0,8—1,0 мм остаточные продольные растягивающие напряжения в шве и околошовной зоне достигают 37—47 кг/мм². Вне этой зоны на расстоянии 5 мм от центра шва напряжения резко меняют знак. Сжимающие напряжения сохраняются на расстоянии от шва до 100 мм и не превышают 2—4 кг/мм². По краям полос напряжения вновь становятся растягивающими (1,5—3 кг/мм²).

**МЕТОДЫ И АППАРАТУРА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ
ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ИЗМЕНЕНИЙ СТРУКТУРЫ
И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ ПРИ СВАРКЕ**

§ 1. Общая характеристика методов исследования

В настоящее время исследователи в области сварки располагают большим разнообразием специальных методов изучения фазовых превращений металлов в условиях либо непосредственно, либо достаточно близко воспроизводящих сварочный процесс.

С точки зрения детального исследования кинетики превращения и тонкой оценки их влияния на изменения структуры, свойств и технологической прочности металлов при сварке, особый интерес представляют методы, позволяющие дифференцированно изучать процессы в отдельных участках сварных соединений, однако с учетом основных физических и химических воздействий, вызываемых соседними участками и соединением в целом. Наиболее глубоко эти методы разработаны для исследования процессов в зоне термического влияния, т. е. в основном металле в твердом или твердо-жидком состоянии. Главные из них подробно описаны ниже.

Заметно слабее подобные методы развиты применительно к двум другим участкам сварных соединений, в которых металл подвергается либо более значительному частичному (граница сплавления), либо полному (шов) расплавлению и последующей первичной кристаллизации, в течение которой металл проходит стадии жидко-твердого и твердо-жидкого состояний. Однако, несмотря на большие методические трудности, и в этом направлении уже сделан ряд важных шагов. Среди перспективных методов исследования кинетики ряда процессов в сварных швах и на границе сплавления следует отметить: методы и испытательные машины МВТУ [87], ИМЕТ-2 [93] и ИМЕТ-ЦНИИЧМ [94, 95] для изучения кинетики изменения деформационной способности металла в процессе кристаллизации при сварке для оценки его сопротивляемости образованию горячих трещин; клиновую пробу ИМЕТ [96], предназначенную для исследования кристаллизации и развития химической и физической макро- и микроскопической неоднородности в сварных соединениях однородных и разнородных металлов в условиях плавного изменения скорости охлаждения в широких пределах по длине шва и т. п.

Не имея возможности охватить в настоящей монографии все современные методы исследования сварочных процессов, остановимся лишь на тех, которые были разработаны и использованы для изучения процессов, определяющих качество сварных соединений конструкционных сталей и сплавов титана. Эти методы исследования можно разделить на три основные группы:

1) методы исследования кинетики фазовых превращений и связанных с ними изменений структуры и механических свойств основного металла в различных участках зоны термического влияния в условиях, воспроизводящих изменение температуры, внутренних деформаций и напряжений при сварке;

2) методы исследования структуры и механических свойств реальных сварных соединений и их отдельных участков;

3) методы исследования сопротивляемости основного металла и сварных соединений задержанному разрушению и образованию холодных трещин при сварке.

Первая группа включает разработанные автором специальные методы и аппаратуру, позволяющие вести исследования в условиях непрерывного нагрева и охлаждения на образцах небольшого размера. В этих образцах воспроизводятся либо только термические циклы сварки (быстродействующий дилатометр ИМЕТ-ДБ), либо термические циклы сварки в сочетании с воздействием пластической деформации и напряжений (машина ИМЕТ-1 с деформирующим устройством, позволяющим осуществлять растяжение с широким диапазоном изменения скорости деформации; вакуумный микроскоп ИМЕТ-ВМД с быстродействующим дилатометром типа ИМЕТ-ДБ и деформирующим устройством, создающим растяжение грузами и сжатие с помощью рычажно-винтового механизма).

Вторая группа методов предусматривает сварку: 1) специальных проб, позволяющих изучать влияние погонной энергии дуги и технологических вариантов сварки на конечную структуру и механические свойства зоны термического влияния (валиковая проба МВТУ, разработанная Н. Н. Рыкалиным и Л. А. Фридляндом [70, 97] в сочетании с пробами Х. М. Шнадта [98] и Ю. Чабелки [99]); 2) обычных стыковых соединений различной толщины с последующим исследованием их структуры и механических свойств. Вырезанные из этих соединений и проб образцы подвергаются испытаниям на растяжение, статический и ударный изгибы с разной формой и радиусом надреза.

Третья группа включает: 1) разработанные автором методику и аппаратуру ИМЕТ-4 для изучения сопротивляемости основного металла и околошовной зоны задержанному разрушению на надрезанных образцах небольшого размера в условиях воздействия растягивающих напряжений, величина которых задается грузами; предварительно образцы подвергаются в той же машине воздействию термического цикла и продольных деформаций, соответствующих различным условиям термообработки, сварки или термомеханической обработки; 2) сварку специальных проб различной конструкции, позволяющих изучать влияние погонной энергии дуги, технологии сварки, температуры подогрева и жесткости реальных сварных соединений на образование холодных трещин в металле околошовной зоны.

Ниже рассматриваются отдельные методы исследования и аппаратура, приводятся их технические характеристики и основные приемы работы.

§ 2. Быстродействующий дилатометр ИМЕТ-ДБ для исследования кинетики фазовых превращений в условиях термических циклов сварки

В большинстве конструкций дилатометров, предназначенных для прямого или дифференциального методов анализа, образец имеет сравнительно большие размеры (диаметр 4, длина 40—50 мм) и помещается в кварцевую трубку, медленно нагреваемую в печи. Скорости охлаждения в этом случае также ограничены. Такие дилатометры не позволяют воспроизводить термические циклы сварки.

С целью устранения этих недостатков в ИМЕТ АН СССР автором и В. В. Беловым в 1957 г. был сконструирован простой быстродействующий dilatометр ИМЕТ-ДБ [100] по типу прибора К. Л. М. Коттрелла [101], в котором трубчатый образец нагревается токами высокой частоты (585—715 кГц) от лампового генератора типа ГЛ-15М. Высокая частота тока и малая толщина стенки образца (1 мм) обеспечивают равномерный нагрев металла с различными скоростями до высоких температур. Последующее охлаждение происходит также равномерно и регулируется расходом пропускаемого внутри образца инертного газа.

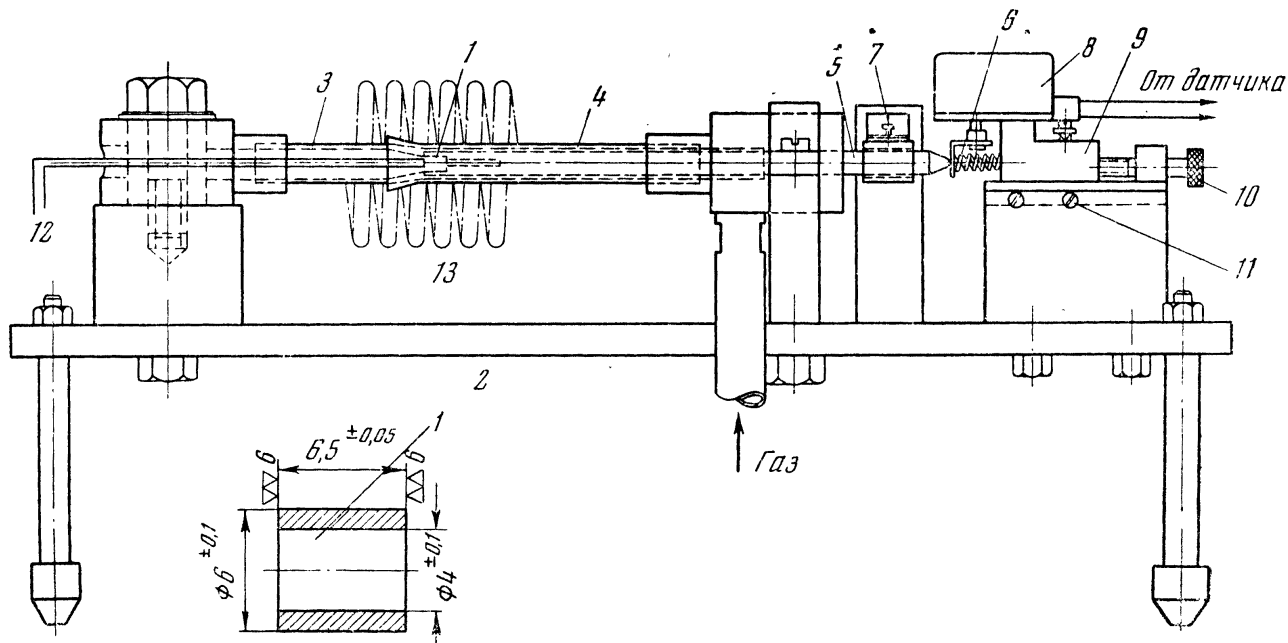


Рис. 13. Схема быстродействующего dilatометра ИМЕТ-ДБ:

1 — трубчатый образец; 2 — опорная пластина; 3, 4 — кварцевая трубка; 5 — кварцевый стержень; 6 — пружина; 7 — электромагнитный вибратор; 8 — индукционный датчик; 9 — подвижное основание датчика; 10 — винт для перемещения датчика; 11 — винты для закрепления подвижного основания датчика; 12 — термомпара; 13 — индуктор

Dilatometer (рис. 13) consists of a support plate 2 on legs, on which two quartz tubes 3 and 4 are fixed. Inside the tubes, a quartz rod 5 moves freely. The sample 1 is placed between the ends of the quartz tube 3 and the rod 5. The other end of the rod is held by a spring 6, which ensures a tight fit of the sample against the ends of the tube and the rod. To ensure a tight contact of the sample with the quartz parts, an electromagnetic vibrator 7 is installed at the end of the quartz rod 5. The change in length of the sample is transmitted by the rod 5 to the inductive sensor 8 of the TL-2 IMAS system of the AN SSSR. The sensor is powered from a lamp generator with a frequency of 2 kHz and a voltage of 12 V at the output. The sensor allows recording deformation with an increase up to 2000 times. It is fixed on a movable base 9, which ensures setting its readings to zero before the start of the experiment. The screw 10 is used for moving the sensor, and the screws 11 are for its fixation after setting to zero. The thermal cycle of heating and cooling is recorded on a photo paper with the help of a shleighof electromagnetic oscillograph.

Temperature of the sample is measured by chromel-alumel or platinum-rhodium wire thermoparas with a diameter of 0.3 mm, which are introduced into the dilatometer through the tube 3. The thermoparas are welded by a discharge of capacitors or brazed into the hole in the middle of the sample wall. To protect the sample from oxidation, and also for

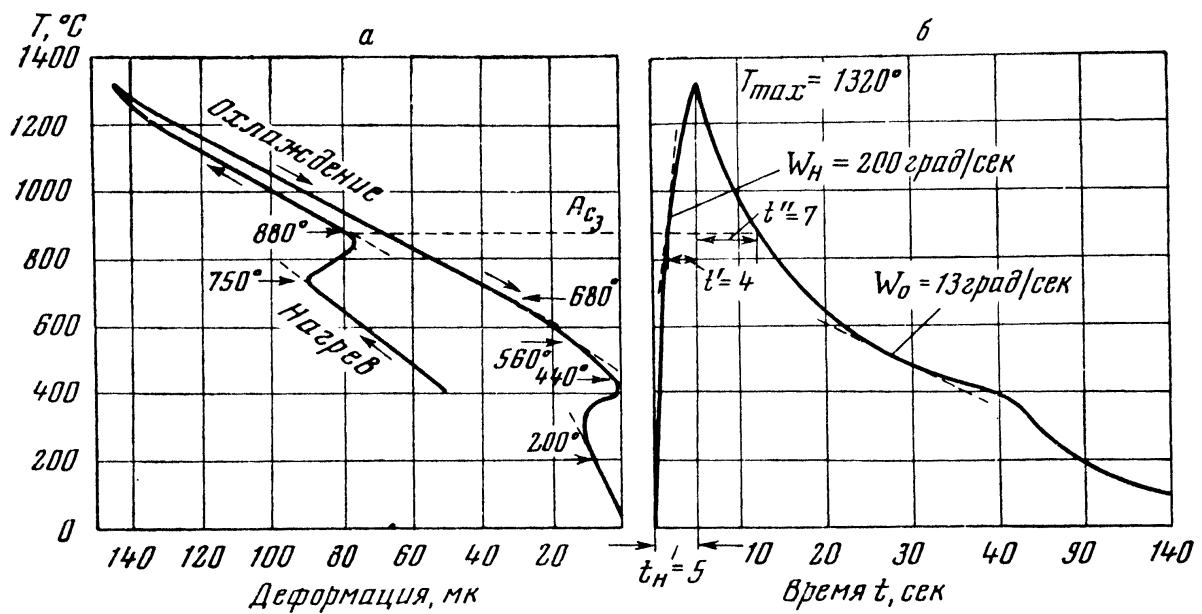


Рис. 14. Дилатометрическая кривая (а) и термический цикл (б) образца стали 23Г при скорости нагрева $W_H = 200$ град/сек и скорости охлаждения $W_O = 13$ град/сек

регулирования скорости охлаждения внутри кварцевых трубок 3, 4 пропускают аргон или гелий. Скорости охлаждения могут изменяться в широких пределах от 10 до 200 град/сек при расходе аргона от 0,1 до 1,5 м³/час. С целью получения еще более низких скоростей охлаждения

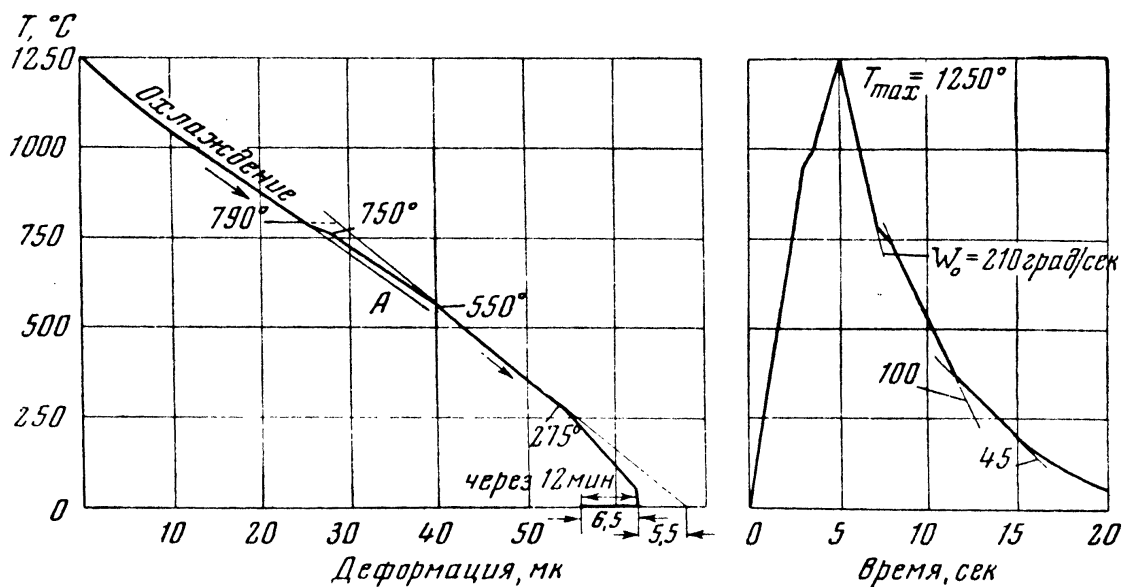


Рис. 15. Дилатометрическая кривая (а) и термический цикл (б) образца из сплава титана ОТ4 при охлаждении ($W_H = 300$ град/сек и $W_O = 210$ град/сек)

(до 1—2 град/сек) применяется дополнительный подогрев образца малым током высокой частоты при весьма малом расходе аргона (только для обеспечения защиты образца).

При исследовании кинетики фазовых превращений в условиях непрерывного охлаждения образцы нагревают обычно со скоростью 10, 150 и 300 град/сек и охлаждают с различными скоростями: для стали — от 1 до 200 град/сек (в интервале 500—600°), для сплавов титана — от 4 до 450 град/сек (в интервале 1000—800°). Сравнение этих пределов изменения режимов нагрева и охлаждения с параметрами термических циклов околошовной зоны при однопроходной сварке, а также при сварке пер-

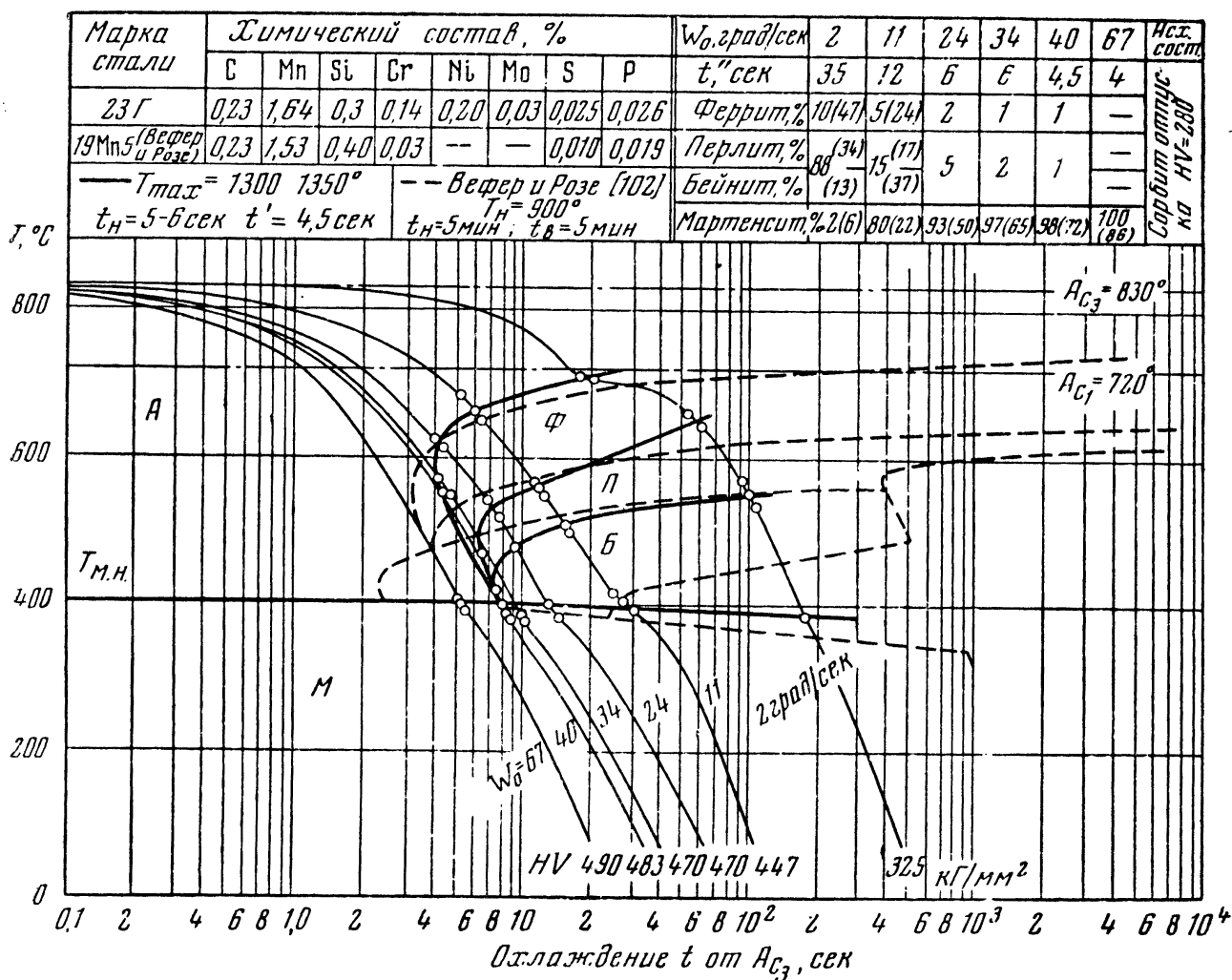


Рис. 16. Диаграммы анизотермического превращения аустенита стали 23Г в условиях охлаждения при сварке (сплошные кривые — дилатометр ИМЕТ-ДБ) и термообработке (штриховые кривые — данные Вефера и Розе [102]). В таблице указан состав сталей, условия нагрева (см. также рис. 17) и содержание структурных составляющих без учета остаточного аустенита (в скобках — данные Вефера и Розе):

А — аустенит; Ф — феррит; П — перлит; Б — бейнит

вого слоя многослойного шва сталей и сплавов титана (см. табл. 2 и 3) показывает, что они охватывают весь диапазон режимов дуговой и электрошлаковой сварки этих материалов толщиной от 0,8 до 200 мм.

Проведенные на сталях исследования (см. гл. IV и V) показали, что типичное для сварки и противоположное по своему характеру влияние роста зерна и неполноты гомогенизации аустенита на устойчивость его при непрерывном охлаждении особенно резко проявляется при однопроводной сварке листов толщиной 10—20 мм или наплавке на эти листы при относительно высоких значениях погонной энергии дуги (5—10 ккал/см и выше). Кроме того, при этих режимах начинают достаточно четко выявляться индивидуальные особенности сталей в отношении роста зерна при сварке и в то же время еще сохраняется относительно высокая степень неоднородности аустенита. В связи с этим при построении подавляющего большинства диаграмм превращения аустенита при непрерывном охлаждении (анизотермические или термокинетические диаграммы) в качестве стандартных целесообразно принимать скорости нагрева 150—250 град/сек, так как они отвечают указанным выше условиям. Для сплавов титана по тем же соображениям, а также и с учетом того, что на производстве наиболее распространены листовые материалы толщиной 1—8 мм, стандартную скорость нагрева принимают равной 250—350 град/сек, что соответствует режимам однопроводной сварки титана толщиной 3—

5 мм. Максимальная температура нагрева образцов T_{\max} при дилатометрических испытаниях составляет: для стали 1350–1400°, для сплавов титана 1250–1300°. При более высокой T_{\max} образцы из сплавов титана подвергаются заметной пластической деформации сжатия, что затрудняет анализ дилатометрических кривых.

При каждой скорости охлаждения испытывают по 3–5 образцов. На основе осциллограмм с записью изменения температуры и деформации образцов во времени строят кривые термических циклов и изменения деформации в зависимости от температуры (рис. 14 и 15). По кривой термического цикла определяют:

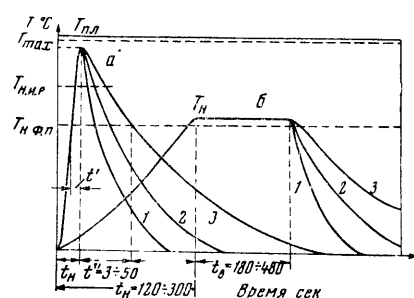


Рис. 17. Термические циклы (1–3) сварки, принятые нами при стандартных дилатометрических исследованиях (а), в сопоставлении с циклами термообработки в печи, применяемыми Вефером и Розе, а также другими исследователями при построении диаграмм анизотермического превращения (б). Для стали $t_n = 5-6$ сек, $t' = 3,5-4,5$ сек, $W_o = 150-250$ град/сек (при 800–1000°), $T_{\max} = 1350-1400^\circ$; для сплавов титана $t_n = 4,5-5,5$ сек, $t' = 2,5-3,5$ сек, $W_o = 250-350$ град/сек (при 800–1000°), $T_{\max} = 1250-1300^\circ$.
Обозначения те же, что на рис. 10

1) длительность t' нагрева образца до T_{\max} от A_{c3} для стали или от температуры начала $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения для сплавов титана; 2) длительность t'' охлаждения от T_{\max} до указанных выше температур; 3) скорость охлаждения W_o в интервале 600–500° (для стали) и 1000–800° (для сплавов титана). Температуры критических точек, как обычно, определяют по отклонениям дилатометрической кривой от прямой, выражающей термическое сокращение образца в отсутствие превращения.

Диаграммы анизотермического превращения при непрерывном охлаждении строят (рис. 16) в системе координат температура—время (время в логарифмической шкале). На диаграмму наносят кривые охлаждения,

причем за нуль времени обычно принимают точку на температурной кривой охлаждения, соответствующую равновесной температуре начала превращения (например, A_{c3} для стали). Такова общепринятая в настоящее время система построения анизотермических диаграмм, которая позволяет сопоставлять их с изотермическими диаграммами превращения.

Необходимо отметить существенную разницу между условиями обычного печного нагрева с гомогенизирующей выдержкой при температуре немного выше температуры начала фазового превращения $T_{н.ф.и}$ и условиями, принятыми нами для сварки (рис. 17). В первом случае к моменту начала охлаждения образцов размер зерна аустенита и степень его гомогенизации во всех образцах одинаковы, так как условия нагрева и выдержки идентичны. В условиях термического цикла сварки при одинаковой T_{\max} длительность пребывания металла выше A_{c3} при охлаждении для образцов 1, 2, 3 различна. Поэтому размер зерна аустенита и степень его гомогенизации перед превращением неодинаковы. Учет этих различий позволил при анализе полученных нами диаграмм превращения и сравнении их с диаграммами, построенными для условий печной термообработки, установить особенности кинетики превращения аустенита в околосварочной зоне при сварке.

При построении анизотермических диаграмм методом магнитного анализа [103, 104] на диаграмму наносят линии, соответствующие опре-

деленным количеством аустенита в структуре (в %), что не позволяет при анализе кинетики превращения выделять на диаграмме температурные области образования отдельных фаз. Построение анизотермических диаграмм методом дилатометрического анализа [100, 102, 105, 106], особенно совместно с методом фиксации путем закалки образцов в воду с различных мгновенных температур при нагреве или охлаждении (см. гл. III, § 3), позволяет разграничивать температурные области образования той или иной фазы или структурной составляющей.

Среди различных процессов фазового превращения аустенита в стали особенное внимание заслуживает изучение кинетики мартенситного превращения. Этот процесс в зависимости от температуры и времени наиболее просто исследовать на основе

дилатометрических кривых с применением метода отрезков (рис. 18). На рассматриваемом примере соотношение между количеством аустенита и мартенсита при различных температурах (образцы стали 23Г, $W_0 = 13$ град/сек) определяется по соотношению отрезков a и b . Содержимое мартенсита составляет: $b / (a + b) \cdot 100\%$.

Обработка результатов дилатометрического анализа включает также исследование микроструктуры дилатометрических образцов и измерение твердости, величину которой указывают на диаграммах анизотермического превращения у каждой кривой охлаждения (рис. 18).

Металлографический анализ образцов после охлаждения позволяет также установить процентное соотношение структурных составляющих при разных скоростях охлаждения. Поэтому для более полного анализа результатов превращения аустенита дополнительно к анизотермическим диаграммам целесообразно строить также структурные диаграммы в координатах: структурные составляющие — скорость охлаждения W_0 , град/сек (рис. 19, низ). Для этого на каждом образце производят определение количества структурных составляющих при помощи эталонов на микроструктуру (ГОСТ 8233—56, шкалы 7 и 8).

Ввиду трудности разграничения перлита, сорбита и троостита, которые являются продуктами диффузионного превращения и отличаются лишь дисперсностью феррита и цементита, эти типы структуры обычно объединяют под общим названием «перлит». Что же касается продуктов промежуточного превращения, то их стремятся указывать на структурных диаграммах отдельно как «бейнит». Однако в ряде случаев, когда области образования перлита и бейнита разграничить трудно, их обозначают в виде одной общей области «перлит и бейнит».

Структура мартенсита существенно отличается по внешнему виду от бейнита, и поэтому в большинстве случаев область мартенсита на структурных диаграммах отделена от области перлита и бейнита. Однако в сталях с низким содержанием углерода ($< 0,15\%$ С) или с наличием сильных карбидообразующих элементов (например, стали 18Х2ВФ, 20Х2, Х5МВФ и т. п.) отличить бейнит от мартенсита трудно. В подобных слу-

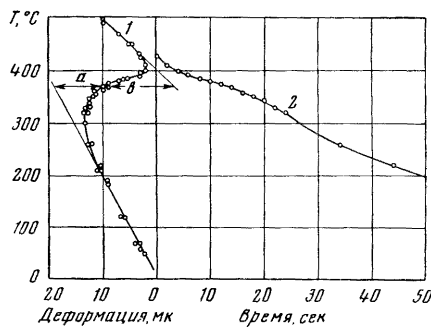


Рис. 18. Анализ кинетики мартенситного превращения методом отрезков по данным дилатометрического анализа. Сталь 23Г, $T_{\max} = 1350^\circ$, $W_n = 150$ град/сек, $W_0 = 13$ град/сек
1 — дилатометрическая кривая при охлаждении;
2 — кривая охлаждения

чаях приходится прибегать к специальным реактивам (например, реактив Курбатова) и пользоваться дополнительно методом микротвердости. При этом на структурных диаграммах области мартенсита и бейнита условно разграничивают штриховой линией.

Особая важность построения структурных диаграмм для сталей заключается в том, что они позволяют оценивать относительное количество

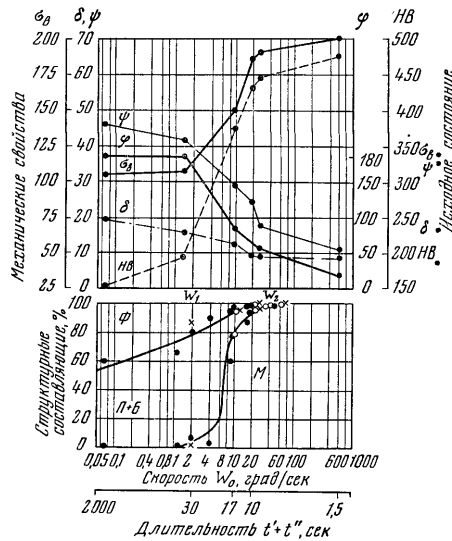


Рис. 19. Изменение механических свойств (диаграмма ИМЕТ-1) и количества структурных составляющих (структурная диаграмма) в околошовной зоне стали 2М, подвергнутой нагреву до $T_{max} = 1350^\circ$, в зависимости от скорости охлаждения по данным dilatометрического анализа и пробы ИМЕТ-1:

σ_b — предел прочности, кг/мм²; НВ — твердость по Бринелю, кг/мм²; δ — относительное удлинение на базе 6 мм, %; ψ — относительное сужение, %; φ — угол изгиба, град; ● — обычные образцы ИМЕТ ($W_n = 250$ град/сек); ○ — образцы ИМЕТ с неравномерным нагревом ($W_n = 250$ град/сек); × — dilatометрические образцы ИМЕТ-ДВ ($W_n = 150$ град/сек)

мартенсита в структуре, которое оказывает существенное влияние на свойства околошовной зоны и вероятность образования в ней холодных трещин. Поскольку в зависимости от величины деформаций и напряжений при сварке количество мартенсита в околошовной зоне может изменяться, постольку структурные диаграммы целесообразно строить также и на основе анализа микроструктуры образцов, применяющихся и при других методах исследования: ИМЕТ-1, валиковая проба, сварные жесткие пробы (см. гл. III, § 3, 5 и 7). В отличие от $\alpha + \beta$ -сплавов, близких по составу к метастабильным β -сплавам, для α - и $\alpha + \beta$ -сплавов титана с малым содержанием остаточной β -фазы диаграммы анизотермического превращения не представляется возможным дополнить структурными диаграммами из-за недостаточной чувствительности не только обычного металлографического анализа, но и рентгеноструктурного и электронно-микроскопического методов анализа.

§ 3. Машина и методика ИМЕТ-1 для исследования влияния параметров термических циклов сварки и пластической деформации на структуру и свойства металлов

По методике ИМЕТ-1, разработанной автором и Г. Н. Клебановым в 1952—1954 гг. [107—111], тонкие или стандартные стержневые образцы нагревают в специальной машине током и охлаждают в соответствии с заданными термическими циклами. В процессе нагрева или охлаждения образцы могут быть подвергнуты деформации или разрыву при заданной мгновенной температуре либо в заданном интервале температур (в зависимости от скорости деформации), а также могут быть резко охлаждены в воде с целью фиксации структурного состояния. Это позволяет исследовать кинетику изменения механических свойств и структуры металла в различных участках зоны термического влияния в процессе сварки и термообработки, а также программировать и осуществлять сложные температурно-деформационные воздействия при термомеханической обработке стали (методом растяжения). С помощью этой машины можно определять и конечные изменения структуры и свойств после полного охлаждения образцов до комнатной температуры.

Нагрев образцов регулируют изменением тока по заданной программе, а скорость охлаждения — опрыскиванием водой, обдувом газом с помощью спреев или путем пропускания тока небольшой величины.

Машина ИМЕТ-1 (рис. 20) имеет следующие основные части:

1) два нагревателя с медными зажимными и токоподводящими губками, которые включены во вторичные цепи низковольтных трансформаторов, используемых обычно в машинах для контактной сварки. Первый нагреватель имеет трансформатор мощностью 40 *кВа* и рассчитан на нагрев тонких образцов, сечение которых обычно не превышает 30—40 *мм*²; второй нагреватель имеет трансформатор мощностью 150 *кВа* и позволяет нагревать стандартные образцы для испытания на растяжение, изгиб и удар, а также образцы сечением до 150—200 *мм*²; первый нагреватель имеет пневматические зажимы, под которыми расположен бачок с водой для резкого охлаждения образцов;

2) деформирующее (разрывное) устройство с электромагнитным приводом, получающим питание от источника постоянного тока (до 300 *а*); максимальное разрывное усилие составляет 2000 *кГ*; скорость деформации может изменяться от 1 до 1000% в 1 *сек* (на базе 10 *мм*) и регулируется числом включенных секций обмотки электромагнита (всего 7) и начальным зазором между якорем и стопором (до 30 *мм*); высокие скорости деформации позволяют осуществлять разрыв образца за время не более 0,05 *сек*, в течение которого изменение температуры оказывается весьма незначительным (~ 15°) даже при высоких скоростях нагрева или охлаждения (до 300 *град/сек*); тонкие образцы, помещенные в зажимы разрывного устройства, нагреваются током с помощью гибких токопроводов от трансформаторов первого или второго нагревателей; запись усилия производится на шлейфовом осциллографе с помощью индукционного датчика ТЛ-2, который установлен на мембране, жестко соединенной с верхней тягой; для записи деформации используется датчик электросопротивления, регистрирующий перемещение нижней тяги, связанной с якорем магнита;

3) жидкостный реостат с металлическим ножом заданного профиля, включенный последовательно с первичной обмоткой нагревателей и служащий для программного регулирования тока в образце в процессе его нагрева; профиль ножа строится графическим способом по требуемой кривой изменения вторичного тока во времени, которая рассчитывается

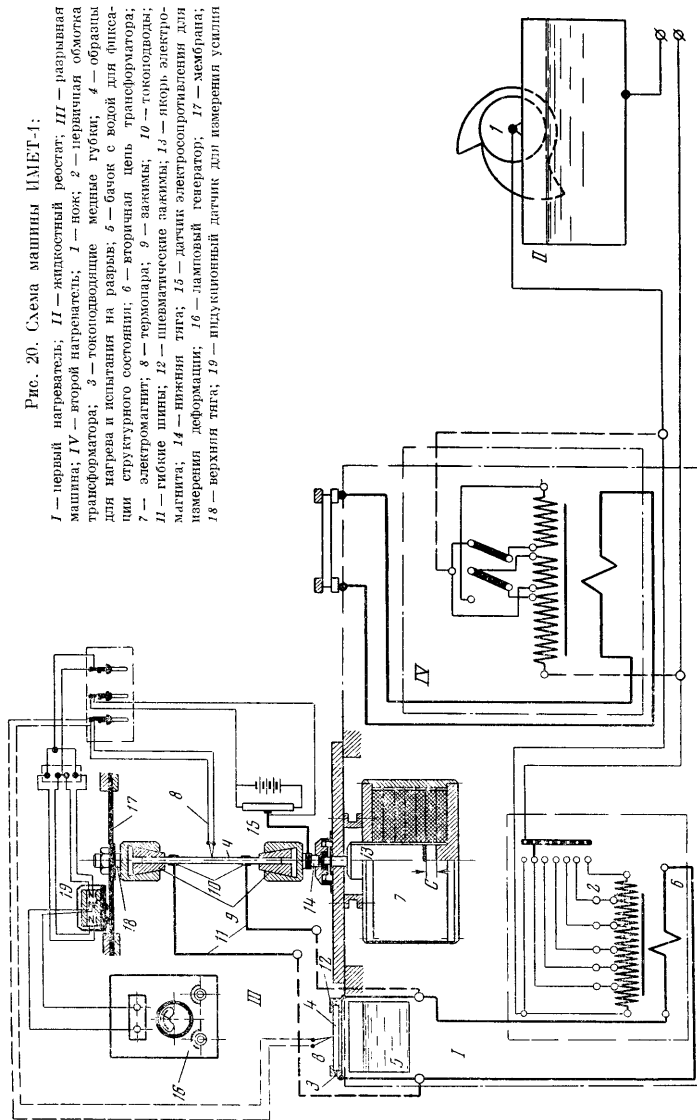


Рис. 20. Схема машины ИМЕТ-1:

I — первый нагреватель; II — индукционный резистор; III — разрывная машина; IV — второй нагреватель; 1 — нож; 2 — первичная обмотка трансформатора; 3 — токопроводящие медные губки; 4 — образцы для нагрева и испытания на разрыв; 5 — бачок с водой для фиксации структурного состояния; 6 — вторичная цепь трансформатора; 7 — электромагнит; 8 — терморезистор; 9 — зажимы; 10 — токопроводы; II — гибкие шины; 12 — пневматические зажимы; 13 — якорь электромагнита; 14 — нижняя тяга; 15 — датчик электрооспротивления для измерения деформации; 16 — ламповый генератор; 17 — мембрана; 18 — верхняя тяга; 19 — индукционный датчик для измерения усилия

численным методом на основе дифференциального уравнения теплового баланса нагрева образца током [109, 110];

4) пульт с релейной схемой автоматического управления всеми операциями (нагрев, охлаждение, разрыв или освобождение образцов из пневматических зажимов нагревателя, запись параметров и т. д.); в зависимости от длительности отдельных этапов температурных и деформационных циклов используются либо электронные, либо электромагнитные реле времени.

Машина ИМЕТ-1 позволяет регулировать скорости нагрева от десятых долей до нескольких тысяч градусов в секунду и скорости охлаждения — от 600 до десятых долей градусов в секунду. Для обеспечения более медленных скоростей охлаждения (до сотых градуса в секунду) образцы из нагревателей переносят в печь.

В настоящее время машина и методика ИМЕТ-1 нашли широкое применение в исследованиях по сварке и термообработке как в СССР, так и за рубежом. В СССР эта машина изготовлена примерно в 15 экземплярах и используется в лабораториях ряда институтов (ЦНИИТМаш, Институт электросварки им. Е. О. Патона АН УССР, ЦНИИЧМ, ЦКТИ им. И. И. Ползунова и др.) и заводов. За рубежом ее изготовили и применяют в Германской Демократической Республике (Центральный институт сварки в Галле), Чехословацкой Социалистической Республике (Институт сварки в Братиславе) и Китайской Народной Республике (Институт металлургии АН КНР в Пекине) [112—114].

Важным достоинством установки ИМЕТ-1 является весьма большая экономия исследуемого металла и затрат времени на определение разнообразных характеристик свариваемости. Это позволяет эффективно исследовать сварочные свойства новых сплавов на самых ранних лабораторных этапах их разработки.

Машину ИМЕТ-1 чаще всего используют в качестве методического средства для исследования следующих четырех групп вопросов.

А. Методика исследования влияния скорости охлаждения W_0 и длительности t'' пребывания металла околошовной зоны выше температуры фазовых превращений на конечные механические свойства и структуру (проба ИМЕТ-1). В этих опытах длительность нагрева t_n до T_{max} , длительность t' пребывания металла выше температуры начала фазового превращения при нагреве и скорость нагрева W_n в температурном интервале превращения выдерживают в тех же пределах, что и при стандартных dilatометрических исследованиях (см. рис. 17). Максимальная температура нагрева T_{max} для стали также составляет 1350—1400°, а для сплавов титана она выше (1550—1600°). Максимальные пределы изменения длительности t' и скорости охлаждения W_0 значительно шире, чем при dilatометрических исследованиях ($t''=1 \div 2000$ сек., $W_0=600 \div 0,05$ град/сек).

Образцы длиной 150 мм (для механических испытаний) или 100 мм (для исследования структуры) сечением 3×7 мм без выточек (рис. 21) устанавливают в пневматические зажимы первого нагревателя и подвер-

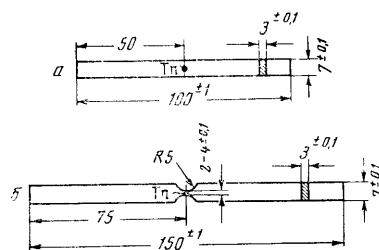


Рис. 21. Образцы ИМЕТ-1 для исследования структуры (а) и механических свойств (б):

T_n — место приварки спая терпары

гают воздействию заданным термическим циклам околошовной зоны (табл. 5).

База нагрева образцов (расстояние между медными губками пневматических зажимов) составляет 60 мм. При этой базе равномерный нагрев образца достигается в средней его части на длине 15–20 мм. Благодаря жесткому зажатию образцов в них на участке равномерного нагрева имитируется развитие внутренних деформаций, которые по величине

Таблица 5

Различия в условиях охлаждения образцов сечением 3×7 мм в машине ИМЕТ-1 (условия нагрева одинаковые)

№ цикла	t'' , сек	Скорость охлаждения * $W_{\text{о}}$, град/сек	Способ охлаждения
Для стали			
I	1,5–1,2	600	Закалка в воде
II	5–4	40–60	Обдув воздухом с водой
III	10–6	20–30	Обдув воздухом
IV	17–12	10–15	Свободное охлаждение на воздухе
V	70–30	1–2	Пропускание тока
VI	200–1000	0,03–0,07	С печью
Для сплавов титана			
I	1–0,5	600	Закалка в воде
II	5–2,5	100–100	Интенсивный обдув аргоном
III	13–9	30–60	Обдув аргоном
IV	27–17	10–20	Свободное охлаждение в аргоме
V	60–50	5–6	Пропускание тока с защитой аргоном
VI	200–120	1–2	То же

* Для стали при 600–500°, для сплавов титана при 1000–800°.

и характеру изменения соответствуют продольным внутренним деформациям в околошовной зоне при дуговой наплавке валиков на кромку пластины (см. табл. 4) [110, 86].

После воздействия термических циклов в образцах длиной 150 мм делают двусторонние выточки радиусом 5 и глубиной 1,5–2,5 мм (рис. 21, б), позволяющие фиксировать место разрушения при последующих механических испытаниях. В тех случаях, когда при изготовлении выточек возникают затруднения из-за высокой твердости образцов, выточки делают перед обработкой образцов в машине ИМЕТ-1. Длина участка равномерного нагрева таких образцов составляет 6–10 мм.

По данным металлографического анализа одного-двух образцов длиной 100 мм строят структурную диаграмму (см. рис. 19, низ). На основании результатов механических испытаний 4–5 образцов длиной 150 мм на машине ИМЕТ-1 или на стандартных машинах для статического растяжения по средним значениям свойств строят диаграмму ИМЕТ-1 (см. рис. 19, верх). Вследствие высоких скоростей деформации и влияния масштабного фактора показатели механических свойств при испытании на машине ИМЕТ-1 часто существенно отличаются по абсолютной величине от соответствующих показателей, полученных при испытании на стандартных машинах для статического растяжения. Поэтому в необходимых

случаях предусматривают параллельные испытания образцов на машине ИМЕТ-1 и стандартных машинах¹.

Б. Методика исследования кинетики изменения механических свойств околошовной зоны в условиях термических циклов сварки. При этом виде испытаний образцы длиной 150 и сечением 3×7 мм с выточкой (рис. 21) устанавливаются в зажимы деформирующего устройства машины ИМЕТ-1 и подвергаются разрыву при заданных мгновенных температурах в процессе нагрева и последующего охлаждения. Результаты испытаний позволяют оцени-

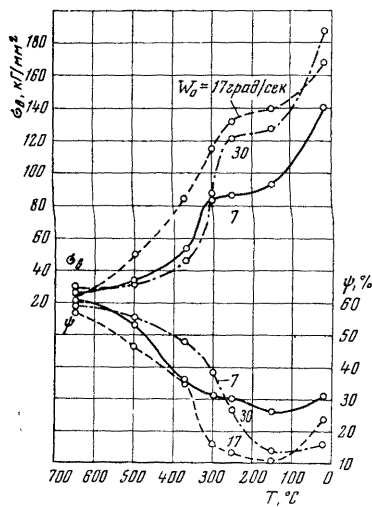


Рис. 22. Изменение механических свойств стали 23Г в околошовной зоне в зависимости от температуры в процессе охлаждения с различными скоростями. При $W_o = 7$ град/сек мартенситному превращению предшествуют перлитное и бейнитное, при $W_o = 30$ град/сек происходит практически только мартенситное превращение (см. рис. 16 и 19); $t_n = 4,5$ сек; $t' = 1,5$ сек; $W_n = 300$ град/сек; $T_{max} = 1350$ (испытания в машине ИМЕТ-1)

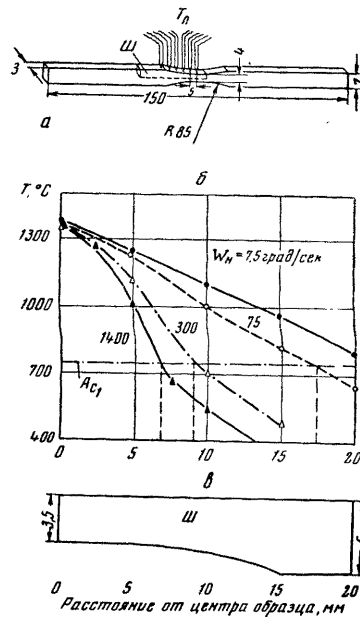


Рис. 23. Образец ИМЕТ-1 (сталь 45) для неравномерного нагрева (а) и распределение максимальных температур (б) в нем по длине выточки (в) при различных скоростях нагрева W_n :

T_p — места приварки спая термопар;
Ш — микрошлиф

вать не только механические свойства, но и температурные интервалы, в которых вследствие фазовых превращений или структурных изменений происходит резкое изменение свойств (рис. 22). Особый интерес эти данные представляют для термомеханической обработки, так как позволяют судить о механических свойствах аустенита при температуре деформации.

В. Методика исследования кинетики процессов фазовых превращений, гомогенизации и роста зерна в условиях термических циклов сварки

¹ В приведенных в монографии исследованиях параллельные испытания вели только для стали; для сплавов титана все испытания образцов ИМЕТ-1 проводили на стандартных машинах.

на обычных образцах ИМЕТ-1 и на образцах с неравномерным нагревом. Применение машины ИМЕТ-1 для этих целей основывается на сочетании программированного нагрева по заданным термическим циклам с методом закалки в воду образцов (см. рис. 21, а) с различных мгновенных

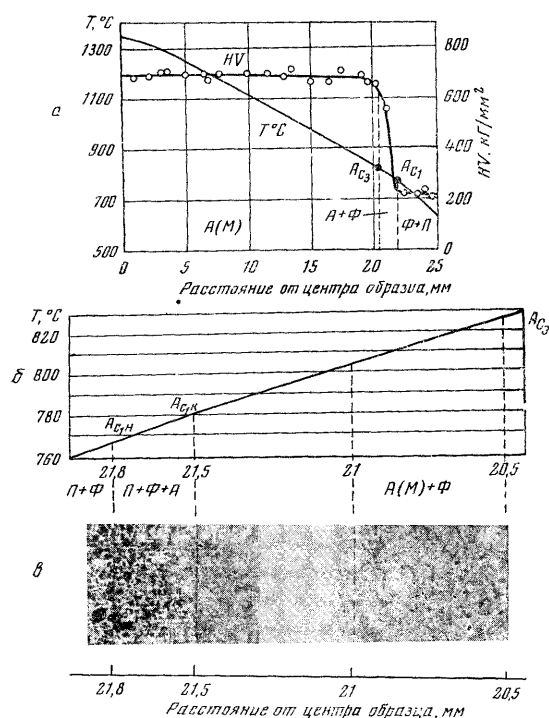


Рис. 24. Распределение максимальных температур (а, б), твердости (а) и структуры (в) по длине образца с неравномерным нагревом (см. рис. 23) стали 45 после нагрева со скоростью $W_n = 7,5 \text{ град/сек}$ до $T_{\text{max}} = 1380^\circ$ и закалки в воду. В исходном состоянии сталь имела после отжига феррито-перлитную структуру:

А — аустенит; М — мартенсит; Ф — феррит; П — перлит

температур при нагреве или охлаждении с целью фиксации их структурного состояния при этих температурах.

С целью сокращения объема этих экспериментов и повышения их точности и воспроизводимости автором и Б. А. Смирновым [115] был разработан применительно к машине ИМЕТ-1 образец, позволяющий получать неравномерный нагрев с требуемым характером распределения максимальных температур по длине и тем самым воспроизводить не только околошовную зону, но и гамму примыкающих к ней других участков зоны термического влияния (рис. 23).

Распределение максимальных температур по длине образца при неравномерном нагреве определяется формой и размерами выточки (рис. 23, а)

и скоростью нагрева (рис. 23, б). Скорость нагрева металла в различных сечениях образца (в интервале 700—1000°) уменьшается от центра к периферии выточки аналогично условиям нагрева при сварке. Термические циклы в шести точках измеряют термопарами диаметром 0,1 мм, приваренными к боковой стороне образца (рис. 23, а), и записывают на шлейфовом осциллографе. После закалки этих образцов в воду на микрошлифах исследуют структуру и измеряют твердость в различных участках от центра к периферии выточки. Размер зерна аустенита в стали в зависимости от характера превращения при охлаждении определяют либо по сетке троостита или феррита, либо по зерну мартенсита (травление реактивом Вилела).

В качестве примера на рис. 24 приведены данные для стали 45, позволяющие установить критические точки при нагреве A_{c1} и A_{c2} . На рис. 25 показана кинетика превращения в аустенит и роста зерна при нагреве в стали 23Г.

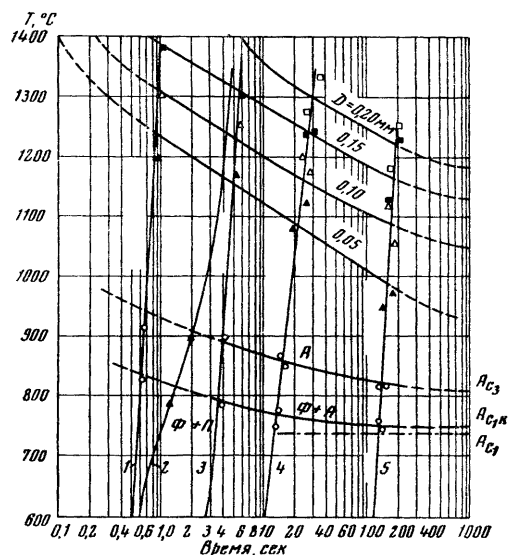


Рис. 25. Диаграмма анизотермического превращения в аустенит стали 23Г при нагреве. В исходном состоянии сталь имела после отжига феррито-перлитную структуру:

1, 3, 4, 5, — по данным метода закалки образцов (см. рис. 23), неравномерно нагретых в машине ИМЕТ-1; 2 — по данным dilatометрического анализа на dilatометре ИМЕТ-ДБ (штрихо-пунктирная прямая показывает равновесную температуру A_{c1} ; D — средний диаметр зерна, мм)

Г. Методика исследования влияния пластической деформации высокотемпературных фаз на их устойчивость в заданном температурном интервале превращения и на механические свойства металлов при сварке, термомеханической и механико-термической обработках. Для этих экспериментов используются обычные образцы ИМЕТ-1 длиной 150 мм (см. рис. 21, б), но без выточки. Например, при изучении влияния пластической деформации аустенита на его устойчивость в температурном интервале бейнитного превращения образцы, установленные

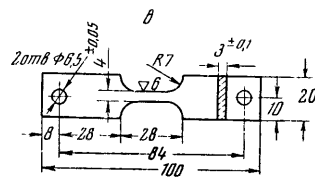
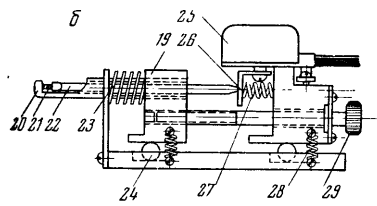
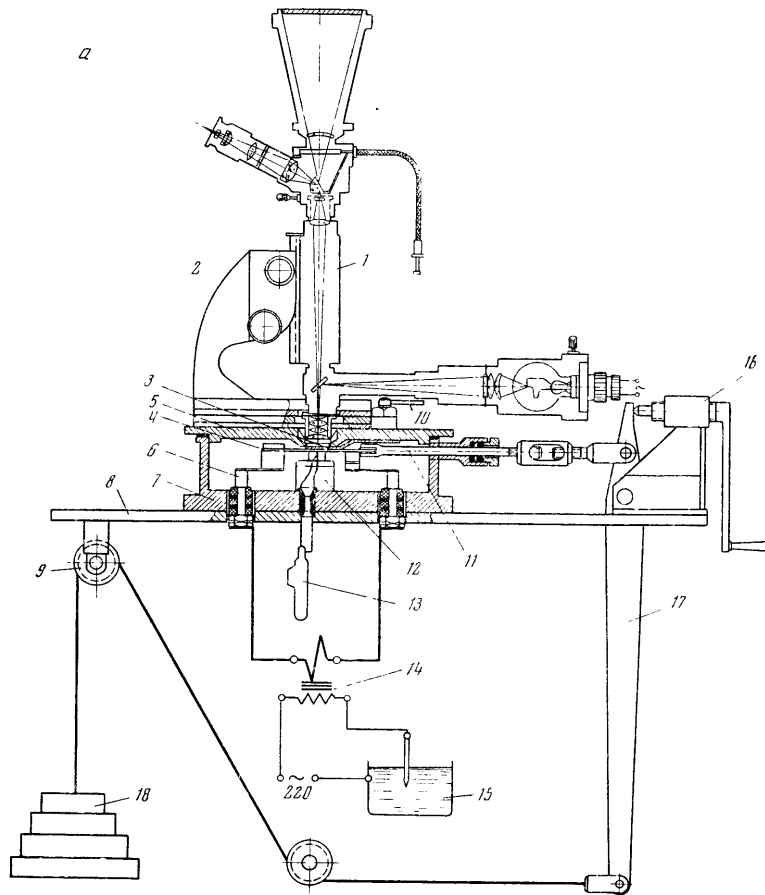
в зажимы деформирующего устройства машины ИМЕТ-1, нагревают выше A_c на $100-500^\circ$ и охлаждают с различными скоростями, обеспечивая в отсутствие деформации получение чисто мартенситной структуры. Деформацию аустенита (растяжением) производят либо в процессе непрерывного охлаждения, либо после охлаждения до некоторой постоянной температуры с последующей выдержкой при ней в течение различного времени и дальнейшим резким охлаждением до комнатной температуры. В первом случае температуру деформации изменяют в интервале $850-400^\circ$, а во втором — $500-300^\circ$. Аналогичную методику применяют и при исследовании термомеханической обработки сталей и сплавов титана, а также механико-термической обработки, если режимы последней предусматривают деформацию при повышенных температурах или кратковременный нагрев с целью полигонизации структуры (см. гл. V и VI).

**§ 4. Высокотемпературный вакуумный микроскоп
ИМЕТ-ВМД с деформирующим устройством
и dilatометром для исследования влияния пластической деформации
на фазовые превращения и задержанное разрушение металлов**

Установка ИМЕТ-ВМД сконструирована автором в 1960—1961 гг. по типу приборов М. Г. Лозинского [116]. Принципиальное отличие ее от этого прибора заключается в том, что поперек шейки образца установлен dilatометр. Установка (рис. 26) состоит из двух узлов: 1) вакуумной камеры 7 с деформирующим рычажным устройством 17 для растяжения образца грузами, с микроскопом 1, имеющим объектив с фокусным расстоянием 15 мм и фотоприставку, с dilatометром 12 и вакуумными насосами; 2) нагревателя с трансформатором и пультом управления 14, работающего по тому же принципу, что и в машине ИМЕТ-1. Образец 4 (рис. 26, в) укрепляется в зажимах деформирующего устройства и нагревается током от нагревателя 14 по заданной программе. Один из зажимов прикреплен ко дну камеры, а другой перемещается в салазках и жестко связан с тягой 11 рычага 17 деформирующего устройства. Рукоятка с многозаходным винтом 10 позволяет быстро прикладывать растягивающую нагрузку к образцу, а в случае необходимости — подвергать образец сжатию. Поверхность образца, обращенная к микроскопу, предварительно полируется. Dilatометр 12 предназначен для измерения деформации в шейке образца при нагружении и в процессе фазовых превращений при последующих выдержках или непрерывном охлаждении. С его помощью определялась также и деформация титановых сплавов и стали в процессе их испытания на задержанное разрушение (см. гл. III, § 6). Деформация измеряется с помощью индукционного датчика 7 системы ТЛ-2 с усилителем (рис. 26, б). Термопары привариваются к образцу с нижней его стороны. Температура и деформация регистрируются с помощью шлейфового осциллографа. Кроме визуальных наблюдений за изменениями структуры, применяются фотографирование и киносъемка с помощью специальных насадок на микроскоп.

Рис. 26. Схема установки ИМЕТ-ВМД, dilatометра и образца для испытаний:

а — установка: 1 — микроскоп с фотоприставкой; 2 — штатив для настройки; 3 — заслонка; 4 — образец; 5 — верхняя крышка вакуумной камеры; 6 — токоподводы; 7 — камера; 8 — стоп; 9 — блок; 10 — рукоятка для открывания и закрывания заслонки; 11 — тяга; 12 — dilatометр; 13 — шлейф осциллографа с термопарой; 14 — нагреватель с трансформатором; 15 — жидкостной реостат; 16 — механизм загрузки; 17 — деформирующее рычажное устройство; 18 — грузы;
б — dilatометр; 19 — опорная стойка; 20 — неподвижная кварцевая трубка; 21 — образец; 22 — подвижный кварцевый стержень; 23 — пружина; 24 — шарики; 25 — индукционный датчик ТЛ-2; 26 — рычаг, перемещающий среднюю катушку датчика; 27, 28 — пружины; 29 — винт для настройки;
в — образец для испытаний



**§ 5. Валиковая проба МВТУ и пробы Х. Шнадта
и Ю. Чабелки для исследования влияния
режимов и технологии сварки
на свойства и структуру зоны термического влияния**

Валиковая проба МВТУ [70] заключается в наплавке валиков на пластины средней толщины (14—30 мм) размером 220×500 мм с различной погонной энергией дуги q/v . Поперек валиков вырезают образцы для испытаний на статической и ударный изгиб, измерения твердости и анализа структуры металла околошовной зоны. Надрезы в образцах на изгиб делают по центру валика так, чтобы вершины их располагались в околошовной зоне на глубине 0,5 мм от границы проплавления.

Таблица 6

Режимы наплавки валиков и параметры термических циклов околошовной зоны для валиковой пробы на низколегированных сталях повышенной прочности (35ХГСА, 20ХГС, 25НЗ, 40Х, 23Г, 12ХН2) и на углеродистой стали 45 [117, 118]

№ режима	Ток, I а	Напряжение U, в	Скорость v, см/сек	Толщина пластин δ, мм	Погонная энергия * q/v, ккал/см	W _н , град·сек (300— 1000°)	t', сек	W _о , град·сек (300— 500°)	t'', сек	t' + t'', сек
Параметры рассчитаны по схеме точечного быстродвижущегося источника на поверхности плоского слоя [70]										
1	375	33	1,25	16	2,0	—	4,0	70,0	2,9	3,9
2	442	35	0,60	16	4,8	—	4,5	42,0	5,0	6,5
3	675	35	0,60	16	7,8	—	2,0	4,0	9,0	11,0
4	675	35	0,43	16	11,0	—	3,0	2,0	15,0	18,0
5	665	35	0,23	25	21,0 (13,2)	—	4,5	1,3	22,0	26,5
6	825	37	0,23	25	27,0 (17,1)	—	6,0	0,8	57,0	63,0
Параметры определены по данным измерения температуры термопарами для сталей 45 и 23Г										
1	675	35	1,70	16	2,9	1000	0,8	25,0	6,7	7,5
2	720	35	1,00	16	4,9	600	1,2	18,0	7,2	8,4
3	720	34	0,46	20	11,0 (6,6)	400	1,7	4,0	11,0	12,5
4	1100	48	0,55	20	19,6 (12,0)	280	2,0	3,0	24,0	25,7

* В скобках указаны значения погонной энергии дуги q/v , приведенные к толщине пластин 16 мм; при расчете q/v эффективный к. п. д. нагрева изделия дугой принят $\eta_{д} = 0,85$.

В табл. 6 приведены режимы, принятые нами при проведении валиковой пробы наплавкой под флюсом АН-348 проволокой СВО8А.

Проба Х. Шнадта [98] была рекомендована для изучения влияния радиуса надреза на ударную вязкость основного металла и околошовной зоны при наплавке только на одном из жестких режимов (с малой погонной энергией дуги). Однако, как было показано нами в работе [118], эту пробу целесообразно использовать в виде дополнения к валиковой пробе для всего диапазона изменения погонной энергии дуги, указанного в табл. 6. Для этого из части ударных образцов, вырезанных из пластин валиковой пробы, изготавливают специальные образцы Х. Шнадта с надрезами V-образной формы и радиусами закругления R, равными 0,025; 0,5 и 1 мм, а также без надреза (R = ∞) (рис. 27, а и б). Вершины надрезов или верхняя грань образцов без надрезов располагается также на глубине 0,5 мм от границы проплавления. С противоположной стороны

просверливают отверстие диаметром 5 мм, которое предназначается для устранения влияния сжатых волокон на величину энергии разрушения. «Живое» сечение образца составляет 30 мм². В отверстие вставляют с плотной посадкой штифты из закаленной стали, которые воспринимают удар маятника копра (см. рис. 27, в).

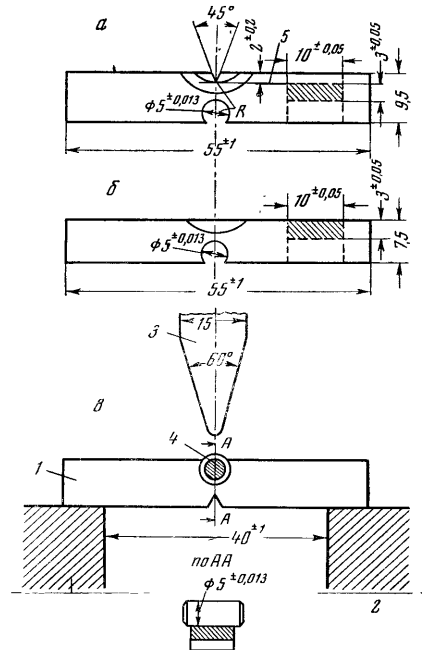


Рис. 27. Образцы Шнафта с надрезом (а), без надреза (б) и схема установки образцов на копре (в):

1 — образец; 2 — опора; 3 — боек; 4 — закаленный штифт; 5 — граница проплавления

Проба Ю. Чабелки [99] в первом варианте была предложена для оценки изменений ударной вязкости малоуглеродистой стали в участке старения зоны термического влияния. Она заключается в сварке встык пластин средней толщины за один проход. Поперек шва вырезают образцы Менаже с таким расчетом, чтобы надрезы их располагались на различном расстоянии от границы сплавления шва с основным металлом (рис. 28). По результатам испытаний строят диаграмму изменения ударной вязкости металла зоны термического влияния в зависимости от расстояния от границы шва.

В развитие пробы Чабелки нами [117] была принята методика, позволяющая оценивать степень изменения ударной вязкости и твердости металла зоны термического влияния углеродистой и легированных сталей (в частности, в околошовной зоне и зоне высокого отпуска) в возможно более широком диапазоне изменения погонной энергии для различных вариантов технологии дуговой сварки встык листов толщиной 16 мм: автоматическая однопроходная сварка под флюсом с $q/v=14,8; 18,5$ и

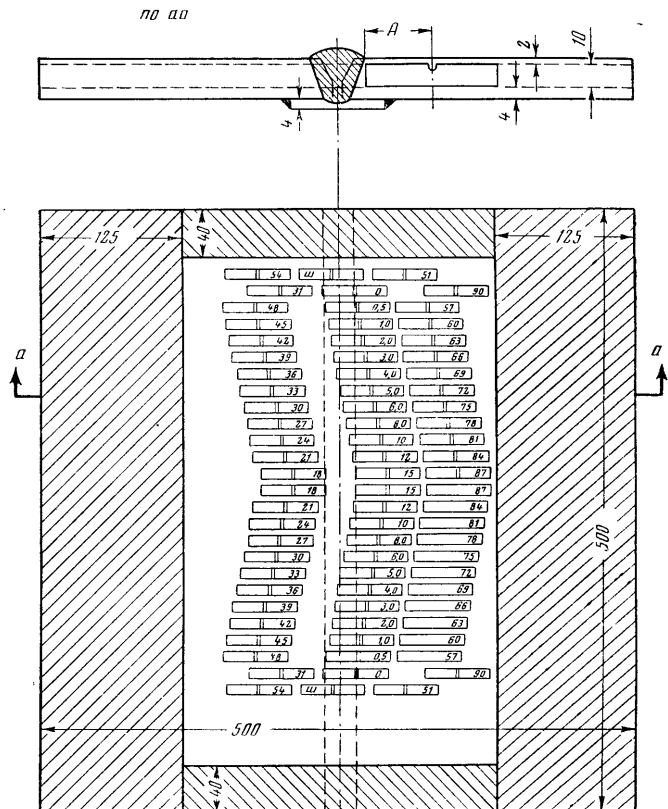


Рис. 28. Схема вырезки образцов Менаже по методике пробы Чабелки [99, 117]:
 Цифры на образцах указывают расстояние А между надрезом и границей сплавления
 шва с основным металлом; Ш — образцы с надрезом по шву; заштрихованы края
 пластины, отрезаемые перед вырезкой образцов

24,8 ккал/см; автоматическая двухслойная сварка с полным и неполным охлаждением (до 300°) первого слоя с $q/v=10,7$ ккал/см; ручная каскадная сварка в три слоя с $q/v=5,9$ ккал/см. Для сварки были выбраны пластины размером 250×500×16 мм, т. е. в два раза шире, чем рекомендует Ю. Чабелка, с целью предотвращения влияния краевого эффекта на процесс распространения тепла при сварке. На основании результатов этих испытаний получают данные, дополняющие данные валиковой пробы и пробы Х. Шнадта и позволяющие расширить рекомендации по выбору рациональной технологии сварки сталей повышенной и высокой прочности, по условиям эксплуатации которых главные требования ставятся к ударной вязкости сварных соединений.

На рис. 29—30 в качестве примеров показаны данные валиковой пробы, проб Х. Шнадта и Ю. Чабелки для стали 23Г.

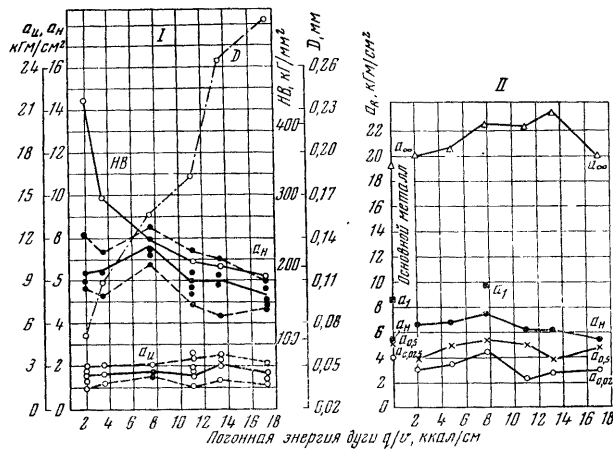


Рис. 29. Изменение свойств околошовной зоны стали 23Г при наплавке на пластины толщиной 16 мм в зависимости от погонной энергии дуги q/v : I — изменение среднего диаметра зерна D и удельной работы разрушения образцов Менаже при статическом изгибе $a_{ст}$, ударной вязкости $a_{ч}$ и твердости $HВ$ по данным валиковой пробы; II — изменение ударной вязкости $a_{0,025}$, $a_{0,5}$, a_1 и a_{100} образцов Шнагта

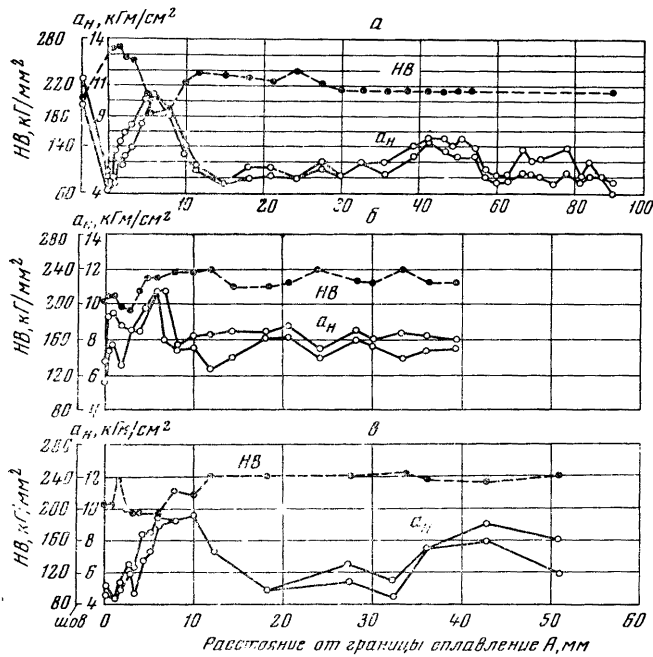


Рис. 30. Изменение ударной вязкости $a_{ч}$ и твердости $HВ$ в зоне термического влияния стали 23Г толщиной 16 мм в зависимости от расстояния от границы сплавления основного металла со швом (по данным пробы Чабелки): а — при однопроводной сварке ($q/v = 14,8$ ккал/см); б — при двухслойной сварке с полным охлаждением первого слоя ($q/v = 10,7$ ккал/см.) в — то же, с неполным охлаждением (нанулучная технология — по варианту б)

**§ 6. Машина и методика ИМЕТ-4
для исследования сопротивляемости металлов
задержанному разрушению
при сварке и термомеханической обработке**

Машина ИМЕТ-4 (рис. 31) разработана автором в 1959—1960 гг. [119—120] и предназначена для сравнительных количественных испытаний на задержанное разрушение стали и сплавов титана в состоянии после обработки с различными температурными и деформационными воздействиями, например, после закалки, термического цикла сварки (для околошовной зоны), термомеханической обработки и т. д. Каждый из этих видов обработки воспроизводится в самой машине на плоских образцах из основного металла (рис. 32) путем программированного нагрева током с нагружением их в требуемом температурном интервале в процессе охлаждения с последующей выдержкой при постоянной растягивающей нагрузке до разрушения.

Машина ИМЕТ-4 имеет два узла, смонтированные в одном корпусе (рис. 31): *I* — рычажные устройства для нагружения образцов (10 стоек); *II* — нагреватель с трансформатором и пультом управления, работающий по тому же принципу, что и в установках ИМЕТ-1 и ИМЕТ-ВМД. Образцы *12* укрепляются в шарнирных зажимах *4* и *13* со стороны коротких плеч рычагов *I*. Нижние зажимы *13* жестко прикреплены к колоннам *9*, а верхние через установочные стяжные винты *3* — к коротким плечам рычагов. К длинным плечам рычагов (отношение плеч 1 : 12) подвешены

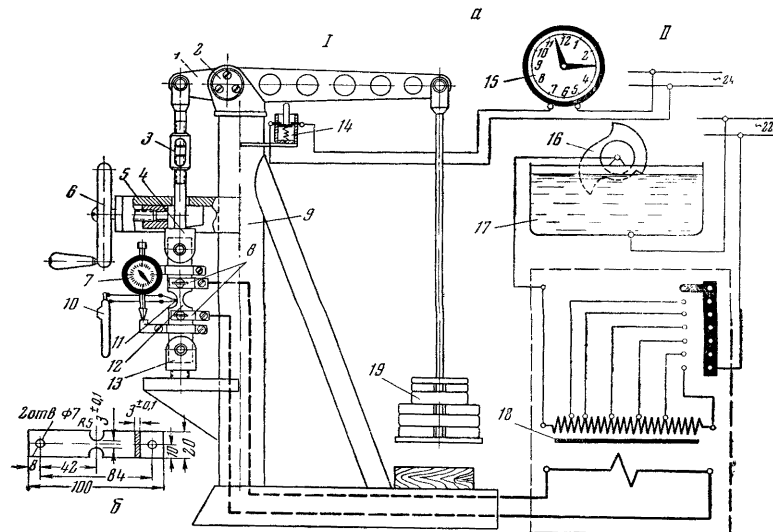


Рис. 31. Схема машины ИМЕТ-4 для испытания металлов на задержанное разрушение:

a — машина: 1 — рычаг; 2 — опора с подшипником; 3 — регулировочная винтовая муфта; 4 — верхний зажим (подвижный); 5 — механизм загрузки; 6 — штурвал; 7 — индикатор; 8 — токоподводы; 9 — колонны; 10 — шлейф осциллографа; 11 — термопара; 12 — образец (для испытания стали); 13 — нижний зажим (неподвижный); 14 — выключатель электрочасов; 15 — электрочасы; 16 — нож жидкостного реостата; 17 — реостат; 18 — трансформатор для нагрева; 19 — грузы; *б* — образец

связи с тарелками для грузов 19. Нагружение образцов производится с заданной скоростью при помощи подвижных клиновых упоров *б* со штурвалами *в* с рукоятками. Нагрев образцов по заданной программе осуществляется током от нагревателя через гибкие медные шины с токоподводами *д*, которые попеременно устанавливаются то на одном, то на другом образце.

При испытании стальных образцов на задержанное разрушение, в которых воспроизводят термические циклы и деформацию металла околошовной зоны, параметры и последовательность операций принимают следующими: нагрев до $T_{\max} = 1300-1350^\circ$, непрерывное охлаждение с последовательным нагружением образцов сначала в интервале $550-400^\circ$ для достижения степени деформации аустенита, близкой к сварочной (обычно до напряжения $\leq 30 \text{ кг/мм}^2$), а затем в интервале $270-110^\circ$ до полного заданного напряжения. Параметры нагрева и охлаждения для стали каждого состава подбирают, исходя из требуемого соотношения структурных составляющих после полного охлаждения с помощью структурных диаграмм (см. рис. 19, *низ*) и с последующей их корректировкой в связи с влиянием пластической деформации на устойчивость аустенита.

Для условий термомеханической обработки максимальную температуру нагрева понижают до $1050-1200^\circ$, а температурный интервал и пределы изменения величины напряжения при первом нагружении увеличивают с тем, чтобы получить заданную степень деформации аустенита.

При испытании сплавов титана нагрев образцов током оказался неосуществимым из-за потери устойчивости образцов при T_{\max} выше 1500° и трудностей, связанных с защитой металла аргоном при этих температурах. Поэтому были применены другие образцы (см. рис. 32, *б*), на которые путем проплавления аргонодуговой горелки с вольфрамовым электродом ставят по две точки с каждой стороны надреза так, чтобы околошовная зона располагалась в месте надреза. После этого образцы без промедления устанавливают в стойки машины и сразу нагружают до полного заданного напряжения. Надрез необходим не только для фиксации разрушения по околошовной зоне, но и для создания двухосного напряженного состояния в связи с высокой склонностью титановых сплавов к ползучести при комнатной температуре (особенно сплавов с низким пределом текучести).

В процессе нагружения и при последующей выдержке под нагрузкой пластическую деформацию образцов измеряют с помощью индикатора, установленного между зажимами. Кроме того, производят многократные измерения шейки образца в процессе выдержки вплоть до момента разрушения.

На рис. 33 и 34 в качестве примеров показаны результаты испытания на задержанное разрушение ряда сталей и сплава титана ОТ4-1. Критериями оценки в этих испытаниях служат минимальное разрушающее напряжение $\sigma_{p, \min}$ и время до разрушения t_p при этом напряжении. Для сплавов титана, склонных к ползучести, применяется третий

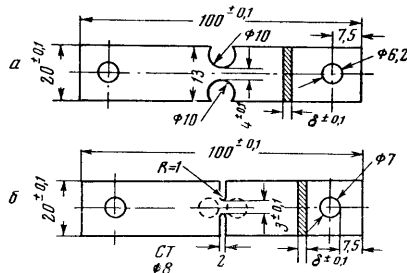


Рис. 32. Образец для испытания сталей (а) и сплавов титана (б) на задержанное разрушение в машине ИМЕТ-4. Толщина образцов *б* равна 1—3 мм; СТ — сварные точки

критерий в виде относительного сужения ψ_p образца в надрезе к моменту начала разрушения при $\sigma_{p, min}$ и t_p . Стальные же образцы разрушались макроскопически хрупко.

В принципе этот метод испытаний на задержанное разрушение близок к испытаниям металлов на длительную прочность. В 1958 г. аналогичный

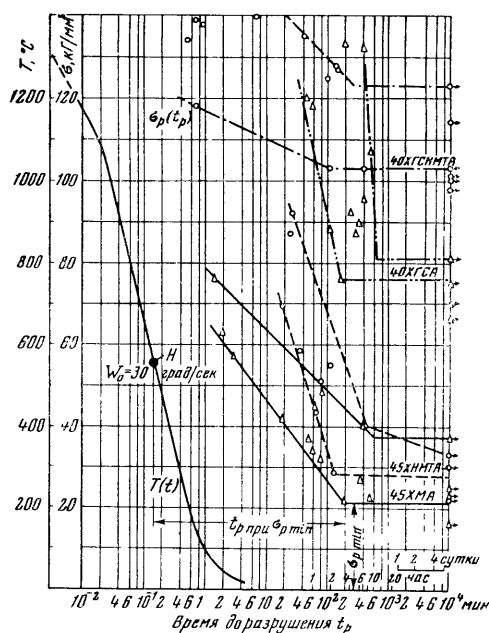


Рис. 33. Изменение прочности σ от времени t_p испытания образцов сталей 45XMA, 45XNMTA, 40XGSA, 40XGHNMTA на задержанное разрушение в машине ИМЕТ-4. Структура всех образцов — мартенсит с остаточным аустенитом. Условия испытания: нагрев со скоростью $W_n = 80-100$ град/сек (при $700-900^\circ$) до $T_{max} = 1300-1340^\circ$; охлаждение со скоростью $W_0 = 30-40$ град/сек (при $600-500^\circ$); первое нагружение до 30 кг/мм² в интервале $550-400^\circ$ (степень деформации образца в шейке на базе 10 мм $\epsilon = 3\%$), второе нагружение в интервале $270-150^\circ$ до полного напряжения;

Кривая $T(t)$ — ветвь охлаждения термического цикла околослойной зоны, которому были подвергнуты образцы; H — начало первого нагружения; стрелками обозначены неразрушившиеся образцы

по своему характеру метод был предложен Н. Н. Прохоровым и Э. Л. Макаровым непосредственно для сварных соединений таврового типа, нагружаемых в процессе охлаждения при сварке постоянной нагрузкой [87]. Разработанная ими машина ЛТП позволяет получать сравнительные количественные данные о сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин при сварке и обладает рядом важных достоинств, к которым относится учет факторов технологии сварки (тип электродов, флюсов и присадочного материала, в частности в связи с влиянием вносимого ими водорода и химической неоднородности на границе сплавления), конструкции сварного соединения и т. д.

Создавая машину ИМЕТ-4, мы сознательно пошли на ряд упрощений (исключение взаимодействия между металлом шва и основным металлом в зоне сплавления, применение тонкого плоского образца и т. д.). При этом, с одной стороны, мы преследовали цель в более чистом виде количественно исследовать и проанализировать влияние на механизм задержанного разрушения и образования холодных трещин таких важных факторов, как деформация аустенита, его однородность и размер зерна, условия охлаждения, определяющие структурное состояние околошовной зоны и т. д. С другой стороны, мы стремились расширить условия испытаний в область таких смежных областей технологии, как термическая (закалка) и термо-механическая обработка стали, которые отличаются от сварки не только по параметрам термических циклов, но и по условиям деформации аустенита.

При сварке стали зародыши холодных трещин в основном металле образуются не на самой границе сплавления, а, как правило, на расстоянии одного-двух крупных зерен в околошовной зоне [91]. В существен-

ной мере это обусловлено тем, что за время контакта твердого основного металла с жидким металлом сварочной ванны в участке химической неоднородности, расположенном у границы сплавления со стороны основного металла в пределах части одного крупного зерна околошовной зоны, содержание углерода снижается вследствие диффузии его в жидкий металл ванны и при последующем охлаждении с относительно высокими скоростями не успевает полностью восстановиться [121—123].

С этой точки зрения, неучет в наших испытаниях взаимодействия между металлом шва и основным металлом не вносит принципиальных ошибок. Наоборот, это позволяет более точно проанализировать влияние системы легирования, содержания углерода и вредных примесей в основном металле на сопротивляемость его задержанному разрушению и образованию холодных трещин. В то же время результаты таких испытаний не позволяют дать точную технологическую оценку поведению этого металла при сварке с применением того или иного присадочного материала.

Что же касается водорода, то изучение его влияния на задержанное разрушение по методике ИМЕТ-4 легко осуществляется путем насыщения водородом образцов основного металла перед опытом или при нагреве в камере с водородом. Для сталей проведение подобных исследований уже не представляет особого интереса в связи с большой изученностью этого вопроса, а также потому, что у нас в Союзе для сварки ответственных конструкций из высокопрочных сталей применяются преимущественно низководородистые электроды, флюсы или инертные газы. Содер-

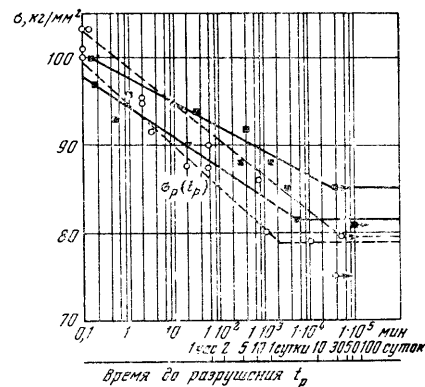


Рис. 34. Изменение прочности σ_p образцов сплава титана ОТ4-1 (1,59% Al и 1,07% Mn) от времени t_p испытания на задержанное разрушение в машине ИМЕТ-4. Содержание газов в основном металле: 0,13% O₂, 0,04% N₂, 0,003% H₂.

Сплошные линии — околошовная зона; штриховые линии — основной металл; стрелками указаны неразрушившиеся образцы

жание же водорода в современных легированных сталях ниже и не превышает 0,3—0,4 мл/100 г.

В противоположность этому для сплавов титана потребовались специальные исследования влияния водорода (см. гл. VI), так как обеспечить его отсутствие в основном металле и металле шва при современном уровне металлургического производства без применения специальных мер пока не удастся. В то же время опасные для сварки концентрации этого элемента в сплавах титана пока не установлены.

Для того чтобы результаты испытаний стали и сплавов титана по методике ИМЕТ-4 могли быть использованы не только для сравнительной оценки сопротивляемости их задержанному разрушению, но и для оценки склонности к образованию холодных трещин при сварке реальных сварных соединений, необходимо устанавливать корреляцию между результатами этих испытаний и сварки проб различной жесткости.

§ 7. Сварные жесткие пробы для оценки сопротивляемости сталей и сплавов титана образованию холодных трещин

Для сравнительной оценки склонности закаливающих перлитных и мартенситных сталей к образованию холодных трещин при сварке наибольший интерес представляют две современные пробы — CTS (Controlled Thermal Severity — регулируемая термическая жесткость) и крестовая. Они с успехом применяются при выборе марок сталей для сварных конструкций и при разработке режимов и технологии их сварки и сварочных материалов. Обе эти пробы широко известны и достаточно хорошо изучены. Наши сравнительные исследования этих проб показали, что проба CTS является менее жесткой, чем крестовая [124—126].

Проба CTS позволяет ступенчато изменять скорость охлаждения околошовной зоны [127, 128]. Она была разработана в Британской исследовательской ассоциации по сварке и после детальных сравнительных

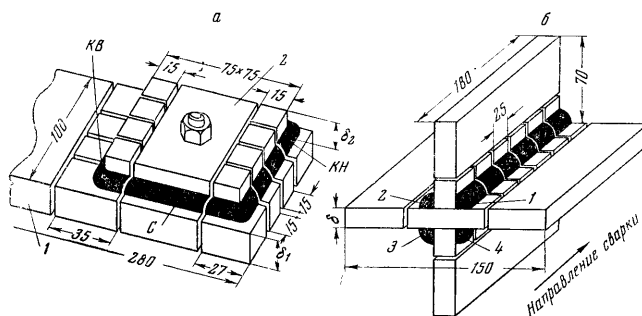


Рис. 35. Сварные жесткие пробы для оценки склонности закаливающих сталей к образованию холодных трещин:

a — проба CTS (показана одна половина образца); *б* — крестовая проба

исследований в ряде стран рекомендована IX комиссией Международного института сварки в качестве пробы для исследовательских испытаний.

Образец пробы CTS (рис. 35, *a*) собирается из одной нижней основной пластины *1* размером $280 \times 100 \times \delta_1$ мм и двух верхних пластин *2* размером $75 \times 75 \times \delta_2$ мм, изготовленных из исследуемой стали (для титановых

сплавов размеры образца $300 \times 300 \times \delta$ мм). Чаще всего пластины выбирают одинаковыми по толщине ($\delta_1 = \delta_2$). Пластины 2 прикрепляются к пластине 1 болтами и затем привариваются связующими (фланговыми) угловыми швами. Связующие швы С свариваются в два слоя. Перед наложением каждого контрольного (лобового) внутреннего шва *KB* или наружного шва *KH* образец полностью охлаждается на спокойном воздухе до комнатной температуры. Контрольные швы *KH* и *KB* свариваются в один слой.

В связи с различными условиями теплоотвода в середине (шов *KB*) и у кромки (шов *KH*) пластины 1 скорость охлаждения в околошовной зоне шва *KB* примерно в 1,5 раза больше, чем у шва *KH*. С целью ступенчатого изменения скорости охлаждения и жесткости сварных соединений исследования проводят на образцах из пластин нескольких толщин. В табл. 7 приведены примененные нами три варианта толщин (6, 16 и

Таблица 7

Параметры термических циклов околошовной зоны при сварке пробы СТС в зависимости от толщины образцов и режимов сварки (для сталей, указанных в табл. 6, а также для сталей 35ХМ, 20Х2,5МВФ и др.)

Вариант и положение шва	Толщина пластины ($\delta_1 = \delta_2$)	Режим сварки				Скорость охлаждения при 300°C , град/сек	Длительность нагрева до $T_{\text{max}} = 1400^\circ \text{C}$, сек	Скорость нагрева в интервале $800-1000^\circ \text{C}$, град/сек	t' , сек	t'' , сек
		Ток I , а	Напряжение на дуге U , в	Скорость сварки v , см/сек	Погонная энергия q/v , ккал/см					
I KH I KB	6	200—230	25—28	0,29	3,2	4,0 5,5	— 7,5	300 —	2,2 —	18,0 —
II KH II KB	16	200—230	25—28	0,29	3,2	12,0 15,0	7,0 —	350 —	2,0 —	9,0 —
III KH III KB	25	200—230	25—28	0,29	3,2	17,0 28,0	— 5,3	— 400	— 1,5	— 7,0
IV KH IV KB	25	200—220	27—28	0,5	2,0	27,0 36,0	— —	— —	— —	— —

25 мм) и соответствующие им шесть значений скорости охлаждения околошовной зоны. Скорости охлаждения определены по экспериментально измеренным термическим циклам околошовной зоны при сварке швов *KH* и *KB* на погонной энергии $q/v = 3,2$ и $2,0$ ккал/см.

Режим сварки на автомате АДС-1000-2 штучными электродами УОНИ-13/15 и УОНИ-13/85 диаметром 5 мм на постоянном токе обратной полярности в положении «в лодочку»; перед сваркой электроды прокалывали; сталь 20Х2,5МВФ (ЭИ-415) сваривали электродами ЛК-3-70-м, сталь 35ХМ — электродами ЦЛ-30А; катет швов был равен 6—7 мм; электроды УОНИ-13/85, дающие металл шва с более высоким пределом текучести, применяли для стали 18Х2ВФ толщиной 25 мм, так как при сварке образцов этой стали электродами УОНИ-13/55 трещины возникали в шве; при расчете q/v к. п. д. η_n принят равным 0,7.

Температуру записывали на шлейфовом осциллографе с помощью хромель-алюмелевых термопар. Спай термопар вводили в отверстия, просверленные в нижней пластине, и приваривали разрядом конденсаторов. Расстояние от границы сплавления до спаи термопары составляет 0,5—1 мм.

После сварки и вылеживания образцов в течение более семи суток поперек каждого контрольного шва (*КН* и *КВ*) вырезают по два темплетта (рис. 35, *а*). После полировки и травления темплетов выявляют наличие трещин путем осмотра под микроскопом с увеличением в 20 и 400 раз, кроме того на одном из темплетов определяют изменение твердости металла шва и околошовной зоны и распределение мартенсита по ширине околошовной зоны.

Критериями оценки склонности стали к образованию холодных трещин в этих испытаниях служит наименьшая (критическая) степень скорости охлаждения, при которой начинают появляться трещины, и отношение длины *L* пораженного трещинами участка околошовной зоны к катету шва.

Работами ряда английских исследователей [129—132] было установлено соответствие между образованием холодных трещин при сварке этой пробы и критическими температурами 50%-ного превращения аустенита и конца мартенситного превращения. Например, при сварке Mn—Cr—Ni сталей электродами с рутиловым покрытием критическая температура 50%-ного превращения соответствует 290° [129]. Если в процессе сварки данной стали при определенных условиях охлаждения и жесткости 50%-ное превращение соответствует более низкой температуре, то в околошовной зоне, как правило, образуются трещины, и тем в большем количестве, чем ниже эта температура превращения. В этих работах образование трещин связывалось в основном с развитием напряжений второго рода вследствие частичного или полного мартенситного превращения аустенита и сопровождающего его выделения водорода, влияние которого, в частности, проявляется в снижении температуры конца мартенситного превращения. При применении низководородистых электродов эта критическая температура снижается с 290 до 245° [130—132]. По данным этой пробы, одной из наименее склонных к образованию холодных трещин сталей является Mo—V—сталь (марка Fortiweld), имеющая в стандартном интервале исследованных скоростей охлаждения температуру 50%-ного превращения, равную 425°, и преимущественно бейнитную структуру [128].

В качестве дополнительных критериев для анализа результатов этой пробы целесообразно применять: максимальную твердость и максимальное и среднее по ширине околошовной зоны содержание мартенсита в структуре; температуру 50%-ного превращения аустенита; температуру начала и конца мартенситного превращения (по данным дилатометрического анализа на приборе ИМЕТ-ДБ).

Крестовая проба получила в СССР и США более широкое применение для оценки склонности сталей к образованию холодных трещин при сварке, чем проба CTS. Размеры образца крестовой пробы, указанные на рис. 35, *б*, можно рекомендовать на основании работ [133, 134], в которых изучалось влияние размеров на устойчивость и воспроизводимость результатов пробы.

Образец собирают из одной пластины размером 180 × 150 × 8 мм и двух пластин размером 180 × 70 × 8 мм, вырезанных из исследуемой стали. При сборке образцы прихватывают по торцам. Сварку всех угловых швов ведут в положении «в лодочку» в одном направлении в последовательности, показанной на рис. 35, *б*. В отличие от пробы CTS сварку этой пробы как более жесткой ведут не только при комнатной или отрицательной температурах, но и с сопутствующим подогревом. При сварке без подогрева перед наложением каждого последующего шва образец полностью охлаждают до комнатной температуры на свободном воздухе. При сварке с сопутствующим подогревом образец предварительно нагревают в печи до температуры подогрева, сваривают первый шов, затем дают образцу охладиться до температуры подогрева, после чего сваривают

вают второй шов и т. д. Температуру подогрева контролируют термонарой, спай которой приваривают на расстоянии 25—30 мм от шва. Отдельные образцы сваривают таким же образом, но в замороженном состоянии. Последующие исследования и анализ результатов проводят так же, как и для пробы СТС.

Результаты крестовой пробы и экспериментально измеренные параметры термических циклов околошовной зоны 1-го и 4-го швов приведены в табл. 8. Режимы сварки были такими же, как и в табл. 7; регулирование q/v производили за счет скорости сварки v ; применяли электроды УОНИ-13/55 диаметром 3, 4 и 5 мм (см. табл. 7).

Таблица 8

Параметры термических циклов околошовной зоны при сварке 1-го и 4-го швов крестовой пробы в зависимости от толщины образцов, режимов сварки и температуры подогрева (для сталей, указанных в табл. 7, а также для 45ХМА, 45ХНМТА, 40ХГСА, 40ХГСНМТА и др.)

Толщина пластины δ , мм	Погонная энергия дуги q/v , ккал/см	Температура со-путствующего подогрева или замораживания $T_{\text{в}}$, °C	Скорость охлаждения при 500° W ₀ , град/сек		Длительность нагрева до $T_{\text{max}} = 1400^{\circ}$ t _н , сек	Скорость нагрева в интервале 800—1000° W _н , град/сек	t', сек	t'', сек
			1-й шов	4-й шов				
7	1,9	+250	—	5,4	—	—	—	—
	1,9	+200	6,5	7,9	—	—	—	—
	1,9	+150	—	11,0	—	—	—	—
6	3,2	+100	2	2,7	13,0	200	5,0	22,0
	3,2	+ 20	3	3,5	9,0	250	4,3	18,0
	2,0	+ 20	7,3	7,8	7,0	300	2,0	7,0
	2,0	— 45	7,5	8,7	—	—	—	—
16	6,8	+100	1,9	2,3	—	—	—	—
	8,0	+ 20	3,4	4,5	19,0	170	5,5	23,0
	4,4	+ 20	8,0	12,0	14,0	260	4,0	13,2
	3,2	+ 20	17,0	18,0	6,0	400	1,8	9,2
25	3,2	+ 20	18,0	24,0	—	—	—	—

Сравнение данных таблиц 7 и 8 показывает, что кроме более высокой жесткости при одинаковой толщине пластин скорость охлаждения околошовной зоны 3-го и 4-го швов в крестовой пробе обычно выше, чем в пробе СТС, в соотношении примерно 2 : 1,5. Особенно это заметно для металла толщиной 16 мм.

Крестовая проба используется также и при исследовании сплавов титана. В связи с большими, чем у стали, размерами температурного поля при сварке металла равной толщины [72] и меньшим модулем упругости титана и его сплавов размеры образцов крестовой пробы в этом случае рекомендуется увеличивать до $300 \times 300 \times \delta$ мм. Дуговую сварку ведут либо вольфрамовым электродом в чистом аргоне (0,01% N₂, 0,005% O₂) с присадкой, либо под флюсом типа АНТ1 плавящимся электродом.

**ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАГРЕВЕ,
ГОМОГЕНИЗАЦИЯ И РОСТ ЗЕРНА СТАЛЕЙ
И СПЛАВОВ ТИТАНА ПРИ СВАРКЕ****§ 1. Особенности фазовых превращений сталей
и сплавов титана при непрерывном нагреве**

В условиях нагрева выше T_0 при превращении низкотемпературной фазы в высокотемпературную кривые изменения числа возникающих зародышей и объемной скорости превращения имеют другую закономерность, чем при охлаждении. По мере повышения степени перенагрева обе эти характеристики превращения непрерывно возрастают, так как одновременно с ростом числа зародышей и уменьшением их критических размеров увеличивается и подвижность атомов. Этими особенностями, в частности, обусловлено то, что перенагреть низкотемпературную фазу значительно труднее, чем переохладить высокотемпературную. Таким образом, при непрерывном нагреве по мере повышения температуры все более полное развитие должны получать процессы диффузии, что само по себе должно снижать вероятность протекания обратных бездиффузионных (мартенситных) превращений.

Однако обратные мартенситные превращения принципиально возможны в условиях достаточно быстрого непрерывного нагрева и начинаются при температурах выше T_0 (например, в сплавах железа с Ni, Mn, Co и Cr; в сплавах меди, а также в ряде эвтектоидных сплавов [135, 35]). В закаленных углеродистых сталях обратное мартенситное превращение при нагреве, как правило, не наблюдается, так как ему предшествует диффузионный распад мартенсита на ферритную и карбидные фазы. При нагреве предварительно закаленных сплавов железа с 0,02; 0,045 и 0,07% С сначала В. Н. Гридневым [136], а затем И. Н. Кидиным [137] было обнаружено превращение, которое начиналось при 825—850°. При нагреве сплавов после отжига этот эффект не наблюдался и превращение происходило при 918—920°, т. е. в удовлетворительном соответствии с критическими точками на диаграмме состояния Fe—Fe₃C. В. Н. Гриднев принял этот эффект за обратное мартенситное превращение, а И. Н. Кидин объяснил его с позиций обычного диффузионного превращения за счет неоднородности распределения углерода в феррите, которое должно приводить к снижению температуры начала превращения в местах, обогащенных углеродом. Такими местами, по его мнению, являются границы мелких блоков феррита, образующихся в процессе предварительной закалки. В незакаленных образцах измельчение блочной структуры феррита отсутствует, и поэтому при нагреве превращение происходит при более высоких температурах, соответствующих средней концентрации углерода в этих сплавах железа. В работе [138] И. Н. Кидин на основе прямых экспериментов показал, что в углеро-

дистых сталях (в частности, эвтектоидного состава) диффузионные процессы не удается подавить даже при нагреве со скоростями до 15 000—16 000 град/сек, и тем самым не подтвердил косвенных данных В. Н. Гриднева и В. И. Трефилова [139] о возможности обратного мартенситного превращения в эвтектоидной углеродистой стали при скорости нагрева 5000 град/сек.

Однако в ряде легированных сталей с относительно невысокими температурами $T_{м.н}$ и T_c И. Н. Кидину [138] удалось наблюдать обратное мартенситное превращение, которое начиналось при температурах $T_{Ан}$ ниже критической точки A_c . Например, в стали с 0,35% С и 0,97% Мп оно было обнаружено при нагреве со скоростями выше 8000 град/сек при $T_{Ан}=670-680^\circ$, а в стали с 1% С и 1% Мп — при $T_{Ан}=635-640^\circ$ ($A_c=712^\circ$). В малоуглеродистой марганцевой стали (0,2% С и 1% Мп) обратное мартенситное превращение обнаружено не было даже при скоростях нагрева 15 000—16 000 град/сек. Однако увеличение содержания марганца сделало и малоуглеродистую сталь склонной к этому превращению. При этом разность $A_c-T_{Ан}$ возрастала: у стали с 0,22% С и 2,46% Мп она составляла 40—50°, а у стали с 0,23% С и 5,06% Мп — 130°. В сталях, легированных более 5% Сг, обратное мартенситное превращение наблюдается при нагреве со скоростями более 2400 град/сек как при малых, так и при средних содержаниях углерода. Ограниченность скоростей нагрева при дуговой сварке плавлением (<2000 град/сек) позволяет сделать предположение об отсутствии обратного мартенситного превращения в предварительно закаленных сталях этого типа при нагреве околошовной зоны.

Образование аустенита в сталях с перлитной структурой всегда происходит диффузионным путем. Зародыши возникают на границах раздела ферритной и карбидной фаз за счет флуктуаций состава по углероду, достигающих эвтектоидных концентраций, и растут вследствие диффузии атомов углерода из начинающихся растворяться участков цементита [140—142]. Скорость превращения огромна благодаря очень большой общей межфазной поверхности (2000—10 000 мм²/мм³ [35]). Поэтому первые устойчивые зародыши аустенита в большом числе образуются уже при весьма небольших степенях перенагрева выше A_c . Таким образом, для превращения перлита в аустенит характерно образование одной фазы одновременно из двух. Скорость роста аустенитных зерен (из перлита) в первом приближении прямо пропорциональна скорости диффузии углерода в аустените. При температуре около 910° становится также возможным и непосредственное превращение феррита в аустенит. Однако, учитывая результаты работ И. Н. Кидина [137], можно полагать, что в предварительно закаленных сталях границы блоков в феррите могут в условиях быстрого нагрева являться местами зарождения аустенита при более низких температурах (830—840°) благодаря повышенной растворимости углерода на этих границах (до 0,25% С).

Исследования кинетики образования аустенита проводились как в изотермических условиях, так и при непрерывном нагреве [35, 140, 141 и др.]. Установлено, что механизм образования аустенита в условиях непрерывного нагрева и изотермической выдержки принципиально одинаков, однако кинетика может отличаться. В первом случае, при медленном непрерывном нагреве, диффузионные процессы протекают более интенсивно, чем во втором, что обуславливает более быстрое растворение карбидов (особенно цементита) и ускоряет гомогенизацию аустенита. Однако с увеличением скорости нагрева температура начала заметного превращения существенно возрастает. При этом из-за недостатка времени растворение карбидов запаздывает, и увеличение температуры конца превращения оказывается еще более резким, в результате чего температурный интервал превращения расширяется.

Некоторые исследователи считали, что превращение перлита в аустенит происходит полностью сразу же по достижении критической точки A_c . Ошибочность таких взглядов происходила из неточного анализа температурных кривых при индукционном нагреве, в условиях которого при температуре магнитного превращения (768° — точка Кюри) всегда образуется площадка. Применение термического анализа при пропускании тока, а также метода фиксации структуры резкой закалкой и dilatометрического анализа позволило опровергнуть это положение опытным путем. Кроме того, Г. В. Курдюмов [143], А. П. Гуляев [35] и др. доказали несостоятельность подобных взглядов с точки зрения общей теории фазовых превращений. Подробный анализ данных различных экспериментальных методов исследования превращения перлита в аустенит в изотермических условиях и при непрерывном нагреве дан в работе [35].

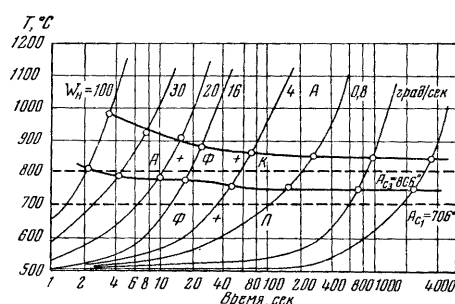


Рис. 36. Диаграмма анизотермического превращения в аустенит стали с 0,17% С и 1,34% Мп [145]:
К — карбиды

С увеличением содержания углерода в доэвтектоидной стали процесс образования аустенита из перлита ускоряется за счет увеличения количества карбидной фазы (точнее — поверхности раздела между ней и ферритом). Объяснить этот эффект за счет ускорения диффузии углерода в аустените нельзя, так как при повышении содержания углерода в пределах составов доэвтектоидной стали коэффициент диффузии его воз-

растает очень мало. Следует отметить, что не только увеличение количества карбидной фазы, но и особенно повышение степени ее дисперсности резко ускоряет скорость превращения (и зарождения и роста), что делает в ряде случаев влияние исходной структуры более заметным, чем химического состава сталей.

В сравнении с простыми углеродистыми сталями, в сталях, легированных хромом (до 6%), скорость превращения замедляется и повышение критических точек с увеличением скорости нагрева выражено более резко [144]. Это обусловлено изменением состава карбидной фазы — образованием сначала хромистого цементита, а затем специального тригонального карбида $(Cr, Fe)_3C_2$, которые труднее растворяются в аустените, чем цементит. С дальнейшим увеличением Cr до 11% превращение в аустенит относительно ускоряется, так как состав карбидной фазы соответствует легко растворимому сложному кубическому карбиду $(Cr, Fe)_{23}C_6$ [5].

При быстром нагреве доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей в аустените остается значительное количество нерастворимых карбидов, которые полностью растворяются при температурах, намного превышающих точку A_c . В доэвтектоидных сталях, легированных сильными карбидообразующими элементами (Mo, W и особенно V, Ti, Nb), карбиды в условиях непрерывного нагрева не растворяются полностью даже при весьма высоких температурах. Это явление препятствует гомогенизации аустенита и последующему росту зерна.

На рис. 36 в качестве примера приведена диаграмма превращения перлита и феррита в аустенит при непрерывном нагреве стали с 0,17% С

и 1,34% Mn [145]. С увеличением скорости нагрева до определенной величины температура начала заметного превращения перлита в аустенит изменяется незначительно, но затем с последующим увеличением скорости начинает повышаться все более и более резко. Соответственно изменяется и температура конца превращения.

В нашей литературе, в отличие от зарубежной, редко применяются диаграммы анизотермического превращения при нагреве для анализа кинетики превращения в сталях в зависимости от скорости нагрева. Между тем в ряде случаев термической обработки (поверхностная закалка токами высокой частоты или газовым пламенем) и практически в любых случаях сварки использование этих диаграмм весьма целесообразно.

Как уже указывалось в § 2 гл. I, из-за трудности изучения кинетики $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращения до сих пор не только не решен вопрос о возможности обратного мартенситного превращения в техническом титане и его α -сплавах при быстром нагреве, но и нет убедительных доказательств о протекании превращения по мартенситной кинетике даже в условиях непрерывного охлаждения в йодидном титане. В $\alpha + \beta$ -сплавах титана обратное мартенситное превращение при быстром нагреве более вероятно, особенно в сплавах с низкой мартенситной точкой. При непрерывном нагреве технического титана и его α -сплавов в состоянии после прокатки превращению предшествуют рекристаллизационные процессы в α -фазе, после чего в образовавшихся новых зернах α -фазы ориентированным путем возникает β -фаза. То же самое происходит и при нагреве отожженного (при высоких температурах в α -области) металла с равновесными α -зернами, но без предварительной стадии рекристаллизации.

§ 2. Превращение в аустенит углеродистых и легированных сталей при сварке

Кинетику превращения в аустенит при сварке наиболее просто исследовать методом закалки (фиксации структуры) неравномерно нагретых образцов (см. § 3 гл. III). Для оценки точности определения критических точек A_c и A_{c1} этим методом сравним его результаты с данными дилатометрического анализа, полученными в работах [35, 145, 146] для сталей 45, У8, 23Г в широком диапазоне изменения скоростей нагрева, а также полученными автором и Б. А. Смирновым [100, 124] для этих и ряда других сталей (40Х, 12ХН2, 35ХГСА) при скорости нагрева $W_n = 150 \text{ град/сек}$ на дилатометре ИМЕТ-ДБ (см. § 2 гл. III). Состав исследованных сталей приведен в приложении I.

Метод закалки позволяет не только определять температурный интервал превращения перлита в аустенит, но и наблюдать кинетику превращения. Например, на рис. 37 показано превращение перлита в аустенит стали 45 при $W_n = 7,5$ и 270 град/сек . В исходном состоянии (после нормализации) сталь имела структуру феррита и пластинчатого перлита (см. рис. 37, а). На рис. 37, б, в отчетливо видны образование зародышей зерен аустенита и их рост преимущественно в сторону зерен перлита. Ширина зоны превращения перлита в аустенит для данного примера соответствует 0,3 мм; перепад температур на этой ширине составляет $10-15^\circ$ (см. рис. 23 и 24). Полное превращение феррита происходит примерно при температуре 825° . Определение температуры заметного начала превращения перлита в аустенит A_{c1n} этим методом менее точно, чем температуры конца превращения A_{c2n} , легко устанавливаемой по 80-90%-ному превращению перлита. Действительно, появление первых зародышей аустенита (серого цвета) различить при наличии большого числа белых полей феррита труднее, чем полное исчезновение черных полей перлита.

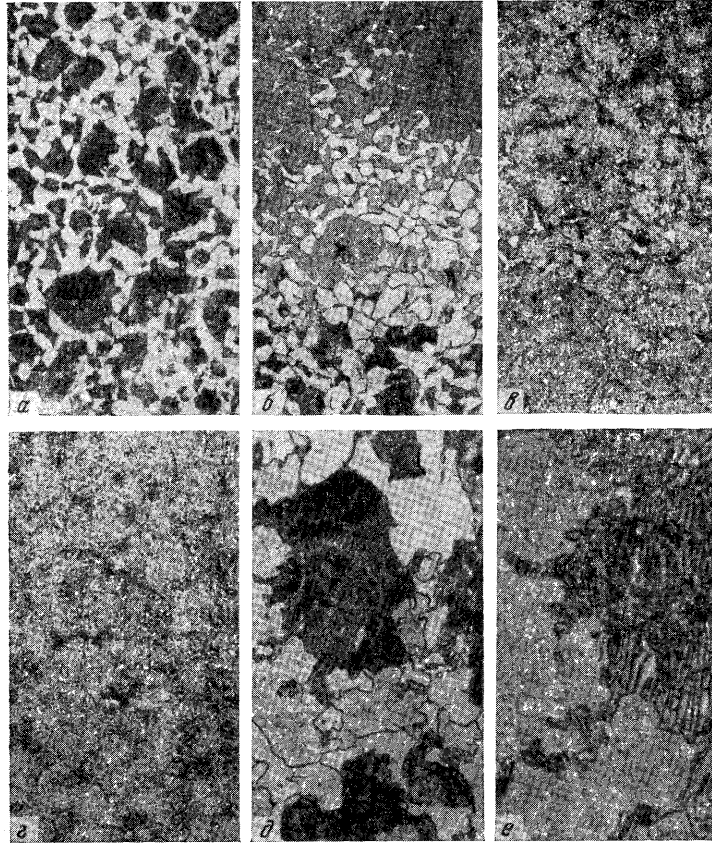


Рис. 37. Превращение перлита в аустенит стали 45 при нагреве со скоростью $W_n = 270$ (а-г) и $7,5$ град/сек (д-е):
 а — исходная структура; б — зона превращения; в — участок $A_{c1} - A_{c2}$; г — зона около A_{c1} ;
 д, е — зоны превращения. Увеличение: а, б, в, г — $\times 150$; д — $\times 600$; е — $\times 1500$

Сравнение данных метода закалки (табл. 9) и дилатометрического анализа (табл. 10) показывает, что в последнем случае температура $A_{c,n}$ ниже. Это свидетельствует о более высокой чувствительности и точности дилатометрического метода. К такому же выводу можно прийти, сопоставляя наши данные для сталей 45 и У8 с данными А. П. Гуляева [35, 146] (рис. 38, 39). На примере стали У8 видно, что по данным дилатометрического анализа не только температура начала превращения перлита в аустенит ниже, но и интервал превращения более широкий, чем при методе закалки. Вероятнее всего, последнее обусловлено различной дисперсностью исходной структуры этой стали в наших опытах и в опытах А. П. Гуляева и В. М. Залкина [146].

Т а б л и ц а 9

Влияние скорости нагрева W_n на положение критических точек A_{c_1} и A_{c_3} в стали 45 (метод закалки образцов рис. 23, неравномерно нагретых в машине ПМЕТ-1)

W_n , град/сек	Температура, °С					
	$A_{c_{II}}$	температура 80–90%-ного превращения перлита	$A_{c_{IK}}$	интервал $A_{c_{II}} - A_{c_{IK}}$	A_{c_3}	$A_{c_3} - A_{c_1}$ (90%)
7,5	770	775	780	10	825	50
	770	775	780	10	825	50
35	785	795	800	15	840	45
	780	790	795	15	850	60
270	770	780	785	15	840	60
	785	795	800	15	870	75
1400	820	840	855	35	1070	230
	790	830	835	45	915	85

Анализ структуры стали У8 в зоне превращения показывает, что скорость нагрева ($W_n = 20$ и 1500 град/сек) заметно влияет на характер превращения: при быстром нагреве структура весьма мелкозернистая, остается нерастворенным большее количество легированных карбидов, границы начала и конца превращения значительно менее отчетливы, чем в стали 45. Сравнение температурных интервалов перлитного превращения в этих сталях подтверждает факт ускорения превращения с увеличением содержания углерода.

Сделанные выше наблюдения показывают, что характер исходной структуры весьма существенно влияет на точность определения критических точек методом закалки. Когда исходная структура крупнозернистая (отожженная или нормализованная) с участками перлита и феррита, превращение перлита в аустенит отчетливо видно и температуры его начала и конца могут быть зафиксированы более точно. В случае стали У8, близкой по составу к эвтектоидной и имеющей зернистый цементит, начало и конец превращения менее отчетливы, вследствие чего требуется применить более значительное увеличение. Еще менее благоприятна в этом отношении исходная структура сорбита. В последнем случае достоверно удастся определить только температуру, которой

Т а б л и ц а 10

Температуры точек A_{c_1} и A_{c_3} (в °С) стали 45 по данным восьми измерений на быстродействующем dilatометре ИМЕТ-ДБ при скорости нагрева 150–160 град/сек

Температуры точек A_{c_1}	A_{c_1} средняя	Температуры точек A_{c_3}	A_{c_3} средняя
740, 780, 760, 770, 720, 780, 800, 810	770	900, 950, 900, 870, 850, 900, 900, 960	915

соответствует образованию 80–90% аустенита (табл. 11). Таким образом, чем выше дисперсность исходной перлитной структуры, тем уже температурный интервал превращения перлита в аустенит при непрерывном нагреве (главным образом, вследствие снижения точки $A_{c_{II}}$). Это обусловлено более быстрым растворением цементита за счет увеличения межфазной поверхности.

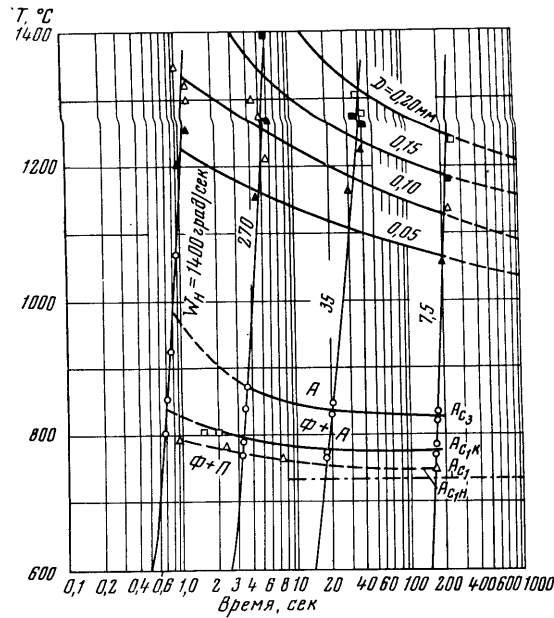


Рис. 38. Диаграмма анизотермического превращения в аустенит стали 45 при нагреве (метод закалки образцов рис. 23, неравномерно нагретых в машине ИМЕТ-1):

Штриховой линией обозначена температура начала превращения по данным дилатометрических исследований А. П. Гуляева [35]

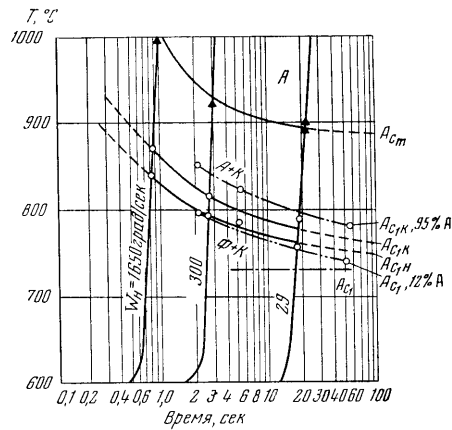


Рис. 39. Диаграмма анизотермического превращения в аустенит стали N8 при нагреве (метод закалки образцов рис. 23, неравномерно нагретых в машине ИМЕТ-1):

Линией A_{C1} (при 12% аустенита) обозначена температура начала превращения по данным дилатометрических исследований А. П. Гуляева и В. М. Залкина [146]

Таблица 11

Положение критических точек по данным дилатометрического анализа (дилатометр ИМЕТ-ДБ) и метода закалки образцов ИМЕТ-1 с неравномерным нагревом (скорость нагрева 150 град/сек)

Марка стали *	Температура, °C			
	дилатометрический метод		метод закалки **	
	A_{c_1}	A_{c_3}	A_{c_1}	A_{c_3}
23Г	770	880	780	880
40X	795	870	770	845
12XН2	765	890	785	865
35ХГСА	795	920	810	875

* Стали 23Г, 40X и 35ХГСА имели структуру сорбита отпуска, сталь 12ХН2 была в состоянии проката с феррито-перлитной структурой.

** При применении метода закалки точка A_{c_1} определялась по зоне с 80–90%-ным превращением перлита.

Эти данные (за исключением стали 40X) также свидетельствуют о завышении температуры A_{c_1} (на 10–20°) при определении ее методом фиксации. Что касается температуры A_{c_3} , то во всех случаях (кроме стали 23Г) она, по данным метода закалки, оказывается ниже на 25–40°, чем по дилатометрическим данным (см. табл. 9–11). По-видимому, это может быть связано только с влиянием инерции механических частей дилатометра, так как точность измерения и регистрации температуры при обоих методах была одинаковой. За счет неточности определения мест расположения спаев термопар по длине образцов с неравномерным нагревом эту разницу в значениях A_{c_3} отнести также нельзя, так как ошибка в измерении, даже равная диаметру спая, вследствие сильно растянутой зоны нагрева (невысоких градиентов температуры) не могла вызвать отклонение температуры более 10°. С увеличением скорости нагрева и содержания углерода в стали (а следовательно, снижения количества ферритной составляющей) точность определения точки A_{c_3} дилатометрическим методом должна еще более снижаться. В подобных условиях метод закалки не только может полезно дополнять дилатометрический анализ, но и служить самостоятельным методом для определения температуры A_{c_3} при непрерывном нагреве сталей с перлитной структурой. Применение метода фиксации оправдано еще и тем, что как при сварке, так и при термообработке стали наиболее важное практическое значение имеет положение точки A_{c_3} .

Методом закалки было изучено также превращение сталей марок 23Г, 40X, 12ХН2, 35ХГСА, 18Х2ВФ и 20Х2МФ в широком диапазоне изменения скорости нагрева. За исключением стали 12ХН2, которая исследовалась в состоянии после проката (феррито-перлитная структура), все стали имели структуру сорбита с большей или меньшей степенью дисперсности. В последнем случае превращению предшествует стадия коагуляции карбидной и ферритной фаз в процессе нагрева до A_{c_1} , степень развития которой зависит не только от исходной дисперсности фаз, но и от скорости нагрева.

Влияние дисперсности исходной структуры на процесс превращения было изучено на стали 23Г. Для этого, кроме исследования стали с высокодисперсной исходной структурой методом фиксации образцов с неравномерным нагревом, дополнительно было исследовано превращение предварительно отожженной при 900° стали с помощью метода фиксации

обычных образцов ИМЕТ-1 (см. рис. 21, а). Образцы нагревали со скоростью $W_H=290$ град/сек и закачивали в воде со следующих температур нагрева: 760, 840, 900, 940, 830, 940, 1040, 1080, 1110, 1160, 1190, 1200, 1280 и 1380°. Анализ микроструктуры и твердости с большой четкостью показал, что превращения перлита в аустенит практически полностью заканчивается при 760° ($A_{c1к}$), а превращение феррита — при 940° (A_{c2}). Сопоставление этих данных с данными метода закалки образцов с неравномерным нагревом для той же стали с исходным состоянием сорбита отпуски при $W_H=300$ град/сек приведено в табл. 12.

Т а б л и ц а 12
Влияние исходной структуры стали 23Г на положение критических точек A_{c1} и A_{c2} при скорости нагрева 290—300 град/сек

Исходная структура	A_{c1}	A_{c2}
Феррит и перлит с крупным зерном	Немного выше 760	940
Равномерный мелкий сорбит	785	890

При исходной отожженной структуре (с крупными участками избыточного феррита) температурный интервал превращения $A_{c1}-A_{c2}$ более широкий (180°), чем при мелкозернистой сорбитной структуре (105°).

Т а б л и ц а 13
Влияние скорости нагрева на температуру критических точек A_{c1} и A_{c2} исследованных сталей

Марка стали *	Критические точки	A_{c1} и A_{c2} (равновесн.) [277]	Скорость нагрева W_H , град/сек				Приращение ** ΔT при скорости нагрева W_H , град/сек		
			6—8	40—50	250—300	1400—1700	40—50	250—300	1400—1700
45	A_{c1}	730	770	775	790	840	45	60	110
	A_{c2}	770	820	835	860	950	65	90	180
40X	A_{c1}	740	735	750	770	840	15	35	105
	A_{c2}	780	775	800	850	940	25	75	165
23Г	A_{c1}	735	750	770	785	830	35	50	95
	A_{c2}	830	810	850	890	940	40	80	130
12ХН2	A_{c1}	730	735	760	800	875	30	70	145
	A_{c2}	795	800	830	875	975	35	80	180
35ХГСА	A_{c1}	740	740	775	825	920	35	85	180
	A_{c2}	820	790	835	890	980	45	100	190
20Х2МФ	A_{c1}	—	830	860	930	1030	30	100	200
	A_{c2}	—	880	930	1000	1130	50	120	250
18Х2ВФ	A_{c1}	—	800	860	930	1000	60	130	200
	A_{c2}	—	860	930	1020	1120	70	160	260

* Состав сталей приведен в приложении I.

** Приращение ΔT температуры критических точек A_{c1} и A_{c2} определены между значениями соответствующей критической точки при данной скорости нагрева и при 6—8 град/сек или для равновесных условий в зависимости от того, какое из последних значений ниже.

Так как здесь температура A_c по существу представляет собой в обоих случаях температуру конца превращения перлита в аустенит (80—90% превращения), то разница в температурном интервале $A_{c2}-A_{c1}$ может быть в основном объяснена неодинаковой длительностью процесса диффузионного превращения избыточного феррита в аустенит.

Характерно, что в литой стали типа 23Г с грубой исходной феррито-перлитной структурой, с неравномерными скоплениями феррита (при $W_n=300$ град/сек) крупные участки избыточного феррита вновь возникают после закалки даже с 1350° (см. гл. V). Хотя в этом случае $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение при нагреве и завершается полностью, но диффузионные процессы в аустените (выравнивание концентрации углерода) не успевают развиваться.

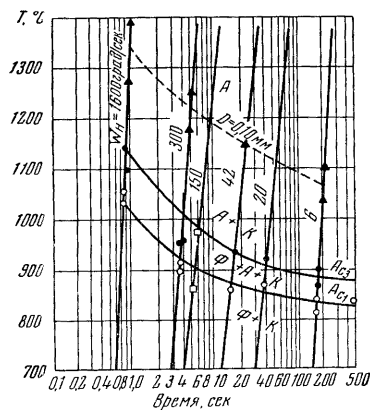


Рис. 40. Диаграмма анизотермического превращения при нагреве стали 20X2МФ (метод закалки)

Сравнивая положение критических точек на диаграмме анизотермического превращения аустенита стали 23Г (см. рис. 25) с данными диаграммы рис. 36 для стали того же типа, но с более низким содержанием углерода, можно видеть, что положение точки A_{c1} хорошо совпадает, а точка A_{c2} по данным [145] расположена несколько выше, чем по нашим данным. Это объясняется более низким содержанием С и Мп в стали, исследованной японскими авторами.

Влияние скорости нагрева на положение критических точек A_{c1} и A_{c2} по данным метода закалки образцов с неравномерным нагревом для сталей 45, 23Г, 40Х, 12ХН2, 35ХГСА, 20Х2МФ, 18Х2ВФ показано в табл. 13. С увеличением скорости нагрева происходит не только резкое повышение критических точек, но и заметное расширение температурного интервала $A_{c1}-A_{c2}$. В углеродистых и низколегированных сталях, не содержащих сильных карбидообразующих элементов (стали 45 и 23Г), с увеличением скорости нагрева до $1400-1700$ град/сек температуры критических точек A_{c1} и A_{c2} в сравнении с равновесными условиями повышаются соответственно на $110-95$ и $180-130^\circ$. При этом температурный интервал $A_{c2}-A_{c1}$ расширяется на $70-50^\circ$ (см. рис. 25 и 38). В среднелегированных хромистых сталях с сильными карбидообразующими элементами (18Х2ВФ и 20Х2МФ) повышение критических точек

еще более резкое (A_{c1} — на 200° , A_{c2} — на $250\text{--}260^\circ$), а расширение температурного интервала практически такое же (рис. 40). Стали, легированные хромом без молибдена, вольфрама и ванадия, занимают промежуточное положение (40X, 35XГСА и 12XН2).

Как уже указывалось, эти различия связаны с диффузионным характером превращения перлита в аустенит. Наиболее резко превращение

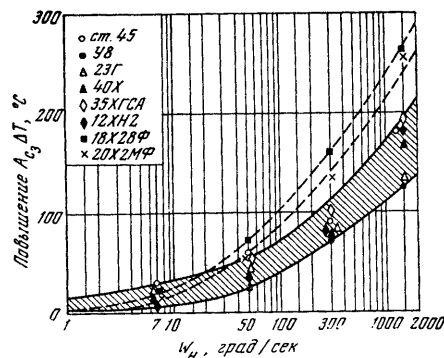


Рис. 41. Влияние скорости нагрева W_n на повышение температуры точки A_{c3} в сравнении с равновесной для ряда углеродистых, низко- и среднелегированных сталей (метод фиксации и dilatометрический анализ для $W_n = 300 \text{ град/сек}$)

замедляется при легировании сталей элементами, образующими устойчивые карбиды (V, W и Mo), а также при повышенном содержании хрома (2%). Однако это обусловлено не только повышением температурного порога растворения карбидов, но и снижением скорости диффузии углерода в присутствии этих элементов.

В ряде случаев различия в исходной структуре (по степени дисперсности карбидных фаз и избыточного феррита) могут оказывать более сильное влияние на изменение критических точек с увеличением скорости нагрева, чем химический состав. Сравнивая, например, стали 45 и 40X, можно было ожидать, что у стали 40X повышение критических точек будет более значительным за счет присутствия хрома и несколько меньшего содержания углерода (на 0,1% — см. приложение IA). Однако в действительности наблюдается обратное явление из-за более существенного влияния исходной структуры. Сталь 40X имела структуру равномерного мелкозернистого сорбита без крупных участков избыточного феррита, характерных для стали 45. Таким образом, наиболее резкое повышение критических точек наблюдается не только при наличии в стали элементов, образующих устойчивые карбиды, но и в случае грубой феррито-перлитной или феррито-карбидной исходной структуры.

Повышение температуры точки A_{c3} в зависимости от скорости нагрева для различных исследованных сталей показано на рис. 41. Все исследованные стали можно разбить на две основные группы: в первую входят углеродистые и низколегированные стали, во вторую — среднелегированные теплоустойчивые стали типа 18X2ВФ и 20X2МФ. В сталях первой группы повышение критических точек при $W_n \geq 50 \text{ град/сек}$ значительно меньше, чем в сталях второй группы. Характерно, что в углеродистых и низколегированных сталях повышение критических точек

примерно одинаково. Можно полагать, что повышение температуры точек A_{c1} и A_{c3} для большинства углеродистых и низколегированных сталей, применяемых для сварки, будет происходить примерно в тех же пределах, что и для исследованных нами.

§ 3. Превращение альфа-фазы в бета-фазу в техническом титане при сварке

Температурный интервал $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения титана при нагреве был исследован автором и Г. В. Назаровым с помощью dilatометрического анализа на приборе ИМЕТ-ДБ и метода закалки образцов рис. 23, неравномерно нагретых в машине ИМЕТ-1. Наибольший интерес представляло изучить влияние содержания кислорода на интервал $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения. Образцы были изготовлены из титана двух марок: ИМП-1А с 0,25% ($O_2 + N_2$) и ВТ1 с 0,18% ($O_2 + N_2$). В обоих сплавах отношение весовых концентраций $O_2 : N_2$ составляло примерно 4 : 1 (см. приложение IIА). В исходном состоянии сплавы имели ярко выраженную текстуру прокатки.

У сплава ИМП-1А $\alpha \rightarrow \beta$ -превращение при скорости нагрева $W_n = 350 \text{ град/сек}$ происходит примерно в интервале $940-1040^\circ$ (рис. 42), а при $W_n = 40 \text{ град/сек}$ — в интервале $920-1000^\circ$. Твердость металла в зоне, подвергнутой нагреву до верхней границы интервала $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения и имеющей после закалки мелкозернистую структуру α' -фазы, значительно ниже (на 15 HV), чем в зоне рекристаллизации α -фазы, нагретой до $800-900^\circ$. Это явление было также обнаружено С. Г. Глазуновым [147] при термообработке и объяснено перераспределением кислорода между образующейся β -фазой и остаточной α -фазой вследствие

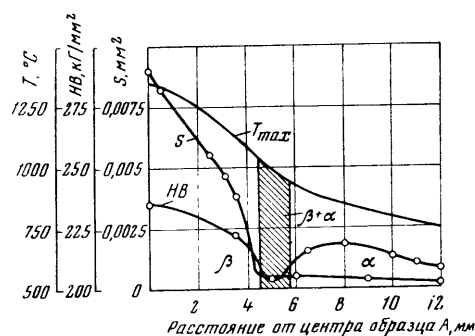


Рис. 42. Характер распределения максимальной температуры T_{max} , твердости HV , средней площади зерна S и структуры по длине образца из технического титана ИМП-1А, подвергнутого неравномерному нагреву в машине ИМЕТ-1 при $W_n = 350 \text{ град/сек}$ и последующей закалке

значительно меньшей растворимости его в β -фазе. В верхней части температурного интервала $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения количество непревращенной α -фазы велико, однако в β -фазе концентрация кислорода ниже среднего содержания. При закалке образующаяся из β -фазы α' -фаза имеет меньшую твердость, в результате чего повышается и пластичность. Это объяснение подтверждается также увеличением разброса микротвердости

образцов по мере повышения температуры закалки в интервале превращения (см. § 8).

Определенный этим же методом интервал $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения при нагреве более чистого по содержанию кислорода технического титана ВТ1 при $W_n = 350 \text{ град/сек}$ составил $930-1020^\circ$, а при $W_n = 40 \text{ град/сек}$ — $910-980^\circ$. Таким образом, снижение кислорода сказывается в основном на понижении температуры конца превращения. Однако в обоих сплавах увеличение скорости нагрева в 9—10 раз приводит к расширению интервала превращения главным образом за счет повышения температуры конца превращения.

В техническом титане, как и в сталях, dilatометрический метод более точно выявляет температуру начала превращения. Она оказывается на 40° ниже, чем по данным метода закалки (табл. 14). Температура конца

Таблица 14

Температурные интервалы $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения в α -сплавах титана при нагреве с различными скоростями

Марка титана	Температурный интервал $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения, $^\circ\text{C}$								
	метод закалки						дилатометрический анализ при $W_n = 350 \text{ град/сек}$		
	$W_n = 40 \text{ град/сек}$			$W_n = 350 \text{ град/сек}$					
	начало	конец	ΔT	начало	конец	ΔT	начало	конец	ΔT
ИМП-1А	920	1000	80	940	1040	100	900 *	1050	150
ВТ1	920	980	60	930	1020	90	890 *	1030	140

* В отдельных опытах превращение начиналось при 870° , что было объяснено неравномерным распределением железа, которое понижает температуру фазового перехода.

превращения при этом только на 10° выше. Разница между температурами начала и конца превращения составляет $140-150^\circ$, т. е. на 50° больше, чем это следует из данных метода закалки.

Подводя итог исследованиям кинетики фазовых превращений в сталях и сплавах титана при непрерывном нагреве, необходимо подчеркнуть, что в обоих случаях изменение скорости нагрева в пределах, соответствующих переходу от режимов нагрева при электрошлаковой сварке металла толщиной $200-50 \text{ мм}$ ($W_n = 3 \div 20 \text{ град/сек}$) к режимам при дуговой сварке металла средней толщины ($25-10 \text{ мм}$) под флюсом ($W_n = 60 \div 200 \text{ град/сек}$) и ручной дуговой или аргонодуговой сварки тонкого ($5-1 \text{ мм}$) металла ($W_n = 200 \div 1000 \text{ град/сек}$) (см. табл. 2), приводит к весьма существенному повышению температуры конца превращения. Как будет показано ниже, эти различия оказывают влияние на ход всех последующих процессов, обуславливающих изменение структуры и свойств металла в зоне полной перекристаллизации и особенно в основном ее участке.

§ 4. Гомогенизация аустенита сталей в изотермических условиях и при непрерывном нагреве до невысоких температур

Процесс гомогенизации аустенита в стали может начинаться еще на завершающих этапах превращения при нагреве. Однако наиболее ощутимо он проявляется после того, как превращение завершилось. Кинетику процесса гомогенизации аустенита в сталях до последнего времени изучали только применительно к задачам термообработки, т. е. при невысо-

ких температурах нагрева и преимущественно в изотермических условиях. На кинетику процесса гомогенизации аустенита существенное влияние оказывают исходная структура стали и условия нагрева. Различают следующие виды химической неоднородности аустенита: 1) макроскопическую, обусловленную, например, зональной ликвацией; 2) микроскопическую, в относительно малых объемах, обычно в пределах зерна, которая всегда имеет место в гетерофазных сплавах; 3) субмикроскопическую, в пределах тонкой структуры зерна, вызываемую изменениями размеров блоков, субзерен и т. д. Первый тип неоднородности характерен для литой стали и крупных поковок. Второй и третий виды наблюдаются как в литье и коковках, так и в прокате; локальная неоднородность субмикроскопического характера в определенной степени присуща аустениту в любых условиях нагрева и при любой исходной структуре. Как всякий диффузионный процесс, гомогенизация определяется температурно-временными условиями ее протекания. Для гомогенизации аустенита литой стали требуются более высокие температуры нагрева и длительные выдержки, чем прокатанной и кованой стали.

Еще нет методов, которые позволили бы с полной достоверностью изучать кинетику изменения распределения углерода и ряда легирующих элементов в твердом растворе. Любой из применяемых сейчас методов (автордиография, микрорентгенография, рентгеноструктурный анализ, измерение микротвердости, локальный рентгеноспектральный анализ в точке) имеет свои недостатки.

Применение радиографии ограничено не только трудностями выплавки и исследования стали с радиоактивными изотопами (С, S, Р и др.), но главным образом недостаточной локальностью метода (увеличение не свыше 100 раз).

Рентгеноструктурный анализ применим для некоторых ограниченных случаев, например для определения концентрации углерода по изменению тетрагональности мартенсита. Однако локальность этого метода также недостаточна. С его помощью удастся определять только «разбег» в содержании углерода, а также среднее содержание углерода в «основной массе» мартенситных кристаллов, что является весьма условными понятиями [148, 149, 35].

Метод микротвердости [150] позволяет исследовать микроскопическую неоднородность в локальных участках зерна с разным содержанием углерода. Кроме того, он пригоден не только для определения твердости мартенсита, но и любых других структурных составляющих. Однако и этот метод имеет существенные недостатки. Он позволяет получать приближенные сравнительные количественные данные лишь о распределении углерода в мартенсите. Оценить распределение других легирующих элементов этим методом трудно. Кроме того, локальность его также ограничена тем, что с уменьшением нагрузки получают отпечатки настолько малых размеров, что точность их измерения (а следовательно, и точность определения твердости) значительно снижается.

Микрорентгенографический анализ [121] позволяет получать качественную картину распределения определенных легирующих элементов в пределах зерна. Например, автором этого метода Б. А. Мовчаном была выявлена сегрегация хрома и вольфрама в виде оторочки по границам первичных зерен в сталях типа 30ХГС и ХВГ при 1400° в процессе длительной изотермической выдержки и в околошовной зоне при сварке на больших погонных энергиях [151]. Это явление было отнесено к причинам, вызывающим перегрев. Микрорентгенографический метод при определенных условиях и допущениях может давать и приближенную количественную оценку химической неоднородности.

Локальный рентгеноспектральный анализ в точке (электронным лучом) является новым, весьма перспективным методом, позволяющим определять

концентрацию ряда легирующих элементов на относительно малой базе (несколько микрон). Однако его возможности ограничиваются определением концентрации только элементов с относительно большим атомным номером в равновесных или пересыщенных твердых растворах. Он не позволяет определять концентрацию углерода, а также из-за недостаточной локальности исследовать состав карбидной фазы.

Таким образом, возможности тонкого изучения процессов гомогенизации аустенита все еще ограничены, однако существующими методами все же удастся установить общие закономерности этого процесса.

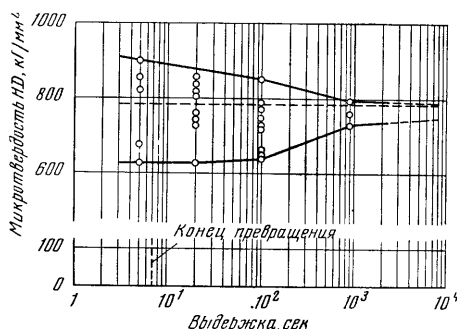


Рис. 43. Кинетика гомогенизации аустенита стали с 0,48% C в процессе изотермической выдержки при 848° по данным метода микротвердости [150]

Процесс гомогенизации аустенита в условиях изотермической выдержки в стали с 0,48% C со структурой пластинчатого перлита показан на рис. 43 по данным [150]. Длительность растворения карбидов и гомогенизации аустенита при этой температуре весьма высока и составляет около 16 мин. В условиях непрерывного нагрева процесс гомогенизации аустенита в различных сталях исследовался И. Н. Кидиным [148].

В частности, для стали состава (в %): C — 0,42, Mn — 0,74, Si — 0,23, P — 0,025, S — 0,025, было установлено, что при

нагреве до 840° со скоростью $W_n = 40 \text{ град/сек}$ неоднородность твердого раствора растет и отдельные кристаллиты мартенсита (зафиксированного закалкой) содержат до 1,6% C.

При нагреве до 1000° неоднородность уменьшается: максимальное содержание углерода в мартенсите составляет 0,8—0,9%, а в «основной массе» мартенсита достигает 0,4%, т. е. приближается к среднему в этой стали (при любой скорости нагрева в пределах от 50 до 200 град/сек) [149]. К сожалению, автор не указывает исходной структуры стали, что затрудняет анализ кинетики гомогенизации аустенита. Как было показано на рис. 38, температура 840° соответствует концу превращения феррита в этой стали. В этот период неоднородность аустенита обусловлена: а) наличием участков аустенита, образованных из последних участков феррита, наиболее бедных углеродом; б) наличием участков аустенита с предельным содержанием углерода вблизи остаточных карбидов. Повышение температуры от 840° до 1000° резко активизирует диффузию, что приводит к выравниванию концентрации углерода. В этих условиях процесс гомогенизации определяется скоростью растворения карбидов (в основном Fe_3C). Максимум неоднородности должен соответствовать температуре (840°), при которой структура стали уже превращена в аустенит, но в ней сохранились дисперсные карбидные частицы, вокруг которых существуют области с предельной концентрацией углерода. Полное растворение карбидов происходит при температуре 900—950°. Для выравнивания концентрации необходимо дальнейшее повышение температуры (в данном случае до 1000°).

При гомогенизации сталей более сложного состава, содержащих карбиды разной степени устойчивости (типа Me_3C , Me_2C , MeC), темпера-

тура, соответствующая максимальной неоднородности, повышается. Например, для стали 30ХГСА по данным работы [152] эта температура соответствует 1100° (при скоростях нагрева $25-70$ град/сек). Поэтому для гомогенизации необходим нагрев до $1150-1220^\circ$.

Выравнивание концентрации большинства легирующих элементов вследствие весьма малых коэффициентов диффузии (в 10^3-10^4 раз меньше, чем для углерода) значительно отстает от гомогенизации аустенита по углероду. В условиях закалки после быстрого нагрева без длительной выдержки это приводит к получению малолегированного мартенсита с пониженными механическими свойствами.

Подводя итог этим данным, следует сделать вывод, что процессы гомогенизации аустенита по углероду в условиях непрерывного нагрева изучены в области сравнительно низких температур, соответствующих условиям термообработки, но не сварки, при которой металл нагревается до температур, близких к плавлению. Исследования производились вне связи с положением критических точек A_c и A_{c3} и без учета характера исходной структуры стали. Не рассматривалось взаимодействие процессов гомогенизации и роста зерен, которые имеют место в условиях нагрева околосшовной зоны при сварке.

§ 5. О причинах высокотемпературной неоднородности

Перед обсуждением основных закономерностей гомогенизации аустенита сталей и β -фазы технического титана в условиях непрерывного высокотемпературного нагрева и последующего охлаждения при сварке представляет интерес в общем виде рассмотреть вопрос о возможных причинах сегрегации примесей и легирующих элементов в однофазных и гетерофазных сплавах и о роли температуры, а также границ зерен и их миграции в этих явлениях [153]. В частном случае, например применительно к сталям, в которых $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение при нагреве приводит к максимальной неоднородности по углероду при температурах, близких к A_{c3} , имеется в виду проанализировать явления, способные при более высоких температурах затормозить процесс гомогенизации или даже создать неоднородность по ряду легирующих элементов и примесей.

В сплавах легирующие элементы или примеси, понижающие поверхностное натяжение, должны, как правило, собираться на поверхностях раздела, т. е. на границах зерен [154], где концентрация таких элементов всегда выше, чем в зерне. Доказательства этого положения были приведены не только с позиций термодинамики, но и с точки зрения энергии искажений решетки вокруг растворенных атомов и современных представлений теории дислокаций [50, 27].

Границы зерен представляют собой области с наиболее сильно искаженной решеткой, в которых вокруг одних атомов растворителя больше свободного пространства, а вокруг других — меньше, чем в неискаженной решетке (в зерне). Растворенные атомы большего размера, чем занимаемые ими места в решетке, легче входят в те места, где решетка уже расширена, и, наоборот, растворенные атомы меньшего размера лучше подходят к местам, в которых решетка сжата [50]. Таким образом, в обоих случаях дополнительные искажения от растворения атомов на границе зерен окажутся меньшими, чем когда растворенные атомы входят в неискаженную решетку зерна. Поэтому концентрация растворенных атомов на границе зерна будет больше, чем в зерне. Это относится не только к элементам, образующим твердые растворы внедрения (В, С, N, H) или вычитания (например, O, S и др. для сплавов железа), в которых искажения обычно наиболее резкие, но и к элементам, входящим в твер-

дый раствор путем замещения атомов основы и резко отличающимся от последних своими размерами (например, Al, Ti, Nb и др. для сплавов железа).

При стремлении системы к равновесию (например, в условиях изотермической выдержки при температурах, достаточно высоких для диффузии) на границах зерен и в зернах устанавливаются соответствующие равновесные концентрации C_r и C_s . Чем выше температура, тем меньше

разница между этими концентрациями (рис. 44). Схема рис. 44 составлена нами [153] на основе анализа уравнения Д. Мак Лина [50]:

$$C_r = \frac{AC_s e^{\frac{Q}{RT}}}{1 + AC_s e^{\frac{Q}{RT}}}, \text{ при } C_s \ll 1,$$

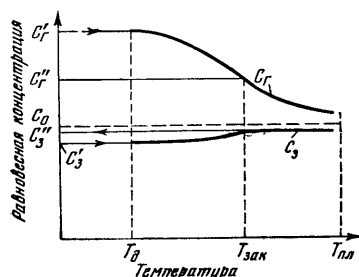


Рис. 44. Влияние температуры на равновесные концентрации растворенных атомов на границе C_r и в зерне C_s :

C_0 — средняя концентрация растворенных атомов в сплаве; T_d — температура, выше которой возможна диффузия; $T_{пл}$ — температура плавления; $T_{зак}$ — температура закалки (схема)

где A — константа, учитывающая энтропию колебаний атомов; Q — разность энергий искажения решетки при растворении атомов в зерне и на границе зерна.

Это уравнение выведено из условия минимума свободной энергии системы в целом, которая состоит из искаженных и неискаженных участков решетки. При этом строение искаженных участков на основе каких-либо дислокационных моделей не схематизируется. Уравнение используется

для границ зерен с большими углами разориентировки, к которым не может быть применена ни одна из известных дислокационных моделей. При этом следует учитывать, что в поле искажений (напряжений) вокруг одиночных дислокаций сегрегация примесей и легирующих элементов выше, чем у скоплений дислокаций и границ с малым углом (границы блоков и субзерен). модели которых предполагают наличие промежутков с неискаженной решеткой между скоплениями дислокаций. Относительное снижение сегрегации у границ с малым углом связывают с взаимодействием полей дислокаций в местах их скоплений. Однако у границ с большим углом, представляющих собой по современным воззрениям непрерывные области неупорядоченного строения атомов по типу жидкости или аморфных тел, сегрегация благодаря более высоким значениям свободной энергии таких границ должна быть выше, чем у границ с малым углом [6, 27, 28, 50].

Экспериментальные доказательства достижения на границах зерен равновесных концентраций примесей, более высоких, чем в зерне, были получены методом радиоактивных изотопов в системах Fe — 4,5% Si—S, Fe — 4,5% Si—C [121], Pb—Bi, а также на основе металлографических наблюдений и оценки хрупкости сплавов систем Cu—Bi, Fe—C—N—O; Al—Fe и т. д. [50].

Для снижения концентрации примеси на границах необходимо закалить сплав от температуры закалки $T_{зак}$, достаточно высокой для расасывания сегрегата, до температуры, меньшей температуры диффузии $< T_d$ и достаточно низкой для того, чтобы сегрегация вновь не произошла за счет последующей диффузии (см. рис. 44).

Температура закалки перед сваркой сплавов, которые не претерпевают полиморфных превращений или в которых эти превращения не приводят к измельчению зерна при нагреве, не должна быть слишком высокой из-за опасности чрезмерного роста зерна, который может повысить склонность к хрупкому разрушению при высоких или низких температурах за счет уменьшения общей протяженности граничной поверхности зерен. При нагреве до температуры, при которой все-таки возможно некоторое увеличение зерна, выдержка перед закалкой должна быть достаточной для установления равновесной концентрации после завершения роста зерна, так как вследствие миграции границ в процессе роста зерен концентрация примесей на границах может возрасти (рис. 45).

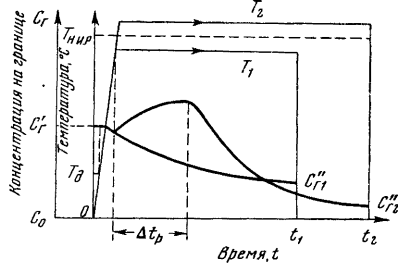


Рис. 45. Изменение концентрации C_G на границе зерна в процессе выдержки при температуре закалки $T_{\text{зак}} = T_2$, когда она выше температуры начала интенсивного роста зерна $T_{\text{н.и.р}}$ и когда она ниже ее $T_{\text{зак}} = T_1$; Δt_p — период роста зерна (схема)

При сварке металл околошовной зоны претерпевает нагрев до температуры, близкой к температуре плавления сплава. В процессе нагрева выше температуры T_x , при которой становится возможной диффузия, концентрация растворенных атомов на границе начнет повышаться, приближаясь к равновесной при некоторой температуре T_p , которая должна быть ниже температуры предшествующей закалки $T_{\text{зак}}$, если коэффициент диффузии примеси достаточно высок (рис. 46). В противном случае повышение концентрации не будет происходить вплоть до температуры начала интенсивного роста зерна $T_{\text{н.и.р}}$, особенно при высоких скоростях нагрева.

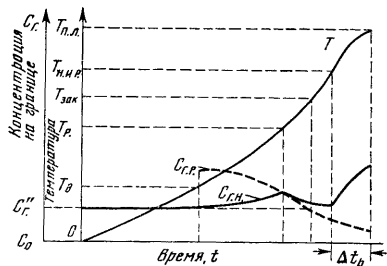


Рис. 46. Изменение неравновесной концентрации $C_{Г.н}$ на границе зерна в процессе нагрева при сварке:

$C_{Г.р}$ — равновесная концентрация при соответствующих температурах изотермического отжига; $T_д$ — температура, выше которой возможна диффузия; T_p — температура достижения равновесной концентрации по границам; $T_{\text{зак}}$ — температура закалки сплава перед сваркой; $T_{\text{н.и.р}}$ — температура начала интенсивного роста зерна при сварке; $T_{\text{пл}}$ — температура плавления; Δt_p — период роста зерна; $C_{Г.н}$ — равновесная концентрация на границе после закалки перед сваркой; C_0 — средняя концентрация растворенных атомов в сплаве (схема)

По мере дальнейшего повышения температуры $T_p < T < T_{\text{н.и.р}}$ начнется процесс рассасывания сегрегата, однако вследствие высоких скоростей нагрева при сварке ($W_n > 100$ град/сек) этот процесс не будет приводить к восстановлению равновесия. При повышении температуры выше $T_{\text{н.и.р}}$ неравновесная концентрация на границах может даже возрасти. При этом процесс рассасывания сегрегатов будет также иметь место, но в целом концентрация примеси на границе будет повышаться, конечно, при условии, что скорость миграции границы будет не намного меньше скорости диффузии растворенных атомов от границы в зерно.

Наиболее простое объяснение захвата легирующих или примесных атомов мигрирующей границей вытекает из известного положения о преимущественном развитии пограничной диффузии. Захваченные границей атомы транспортируются вдоль границы быстрее, чем отводятся от границы в зерно. Однако подобное доказательство возможности повышения неравновесной граничной концентрации в процессе роста зерна справедливо для таких примесей и легирующих элементов, у которых способность к сегрегации при высоких температурах значительна (в первую очередь малорастворимые элементы, сильно искажающие кристаллическую решетку) и коэффициенты диффузии не очень резко отличаются от коэффициентов самодиффузии атомов металлической основы. Следует также отметить, что для любого рода примесных атомов и твердых растворов должны существовать критические соотношения между граничной концентрацией, кривизной границы и температурой, в пределах которых миграция границ может быть причиной сегрегации. Вне этих пределов либо невозможна миграция, либо она не должна приводить к сегрегации. Существуют и более сложные, но еще недостаточно проверенные представления о других возможных механизмах взаимодействия мигрирующих границ с примесными атомами [153].

Эти же рассуждения применимы и к границам субзерен и блоков в предположении, что дислокации или их скопления, составляющие эти границы, могут в процессе роста блоков и субзерен перемещаться вместе с атмосферой растворенных атомов [155, 156]. При этом температура преимущественного разрушения «облаков» Котрелла должна быть не слишком низкой, иначе дислокации будут легко освобождаться от примесных атомов и неравновесная граничная концентрация станет снижаться. Движению отдельных дислокаций и границ с малым углом вместе с атмосферами примесных атомов должны способствовать напряжения, возникающие при быстром неравномерном нагреве.

Обогащение границ зерен в аустените такими элементами, как С, N и O, по-видимому, должно быть выражено слабее, чем в феррите. Это объясняется значительно меньшими размерами промежуточных пустот в объемноцентрированной решетке по сравнению с гранецентрированной [27, 156]. Поэтому с повышением температуры выше A_{c_2} границы зерен, субзерен и блоков вряд ли могут резко задерживать гомогенизацию аустенита по этим элементам. Однако в отношении легирующих элементов, обладающих невысокой диффузионной подвижностью и меньшей растворимостью в аустените, чем в феррите (в частности, элементы, образующие твердые растворы замещения, например Cr, W, Mo и др.), можно ожидать тормозящее влияние границ на процессе гомогенизации.

Очевидно, чем меньше исходная концентрация $C_{r''}$ (см. рис. 4б) после закалки перед сваркой, тем меньше будет конечная неравновесная концентрация к моменту начала оплавления пограничных объемов зерен при сварке или выделения фаз еще в твердом состоянии. Снижение начальной концентрации примесей на границах зерен в основном металле путем повышения чистоты сплавов, а в ряде случаев и повышения температуры закалки до сварки (до известного предела) уменьшает также и склонность сплава к различным видам межкристаллитного разрушения в околосварочной зоне [153].

Приведенные рассуждения принципиально верны и в том случае, когда концентрация примесей в процессе роста зерна при сварке превышает пределы растворимости их по границам, вследствие чего возможно выделение легкоплавких фаз или химических соединений (предполагается отсутствие равновесия между границей и внутренней частью зерна). Этому способствует также и то, что, несмотря на увеличение общей растворимости примесей с повышением температуры (за счет растворимости

в зерне), растворимость их на границе снижается. При этом чем больше величина зерна, тем меньше растворимость примесей на границе [50].

Развитие высокотемпературной химической неоднородности, выражающейся в сегрегации легирующих элементов или примесей по границам зерен, может быть вызвано и более простыми причинами, уже получившими в настоящее время экспериментальное подтверждение. Одна из них — выделение еще в твердом состоянии, в частности вследствие полиморфных превращений, фаз, в которых растворимость данных элементов и примесей выше, чем в маточном твердом растворе. Примером может служить $\gamma \rightarrow \delta(\alpha)$ -превращение в ряде сплавов железа и сталей при нагреве до температур, близких к 1400° .

Выделению высокотемпературного феррита по границам аустенитных зерен способствует: 1) наличие исходной (после $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения) повышенной концентрации ферритообразующих элементов (Cr, W, Mo и др.) в местах бывших карбидов, у которых остановились мигрирующие границы; 2) наибольшая степень разупорядоченности решетки аустенита вблизи границ рекристаллизованных зерен; 3) более легкая диффузия по границам. При определенных концентрационных и температурных условиях зародыши феррита становятся способными к росту, который происходит прежде всего вдоль границ и сопровождается диффузией Cr, W и других ферритизаторов к границам зерен, а C, Mn, Ni и других аустенитизаторов — от границ в прилегающие к ним объемы аустенитной фазы. Нам представляется, что подобный путь рассуждений позволяет дать лучшее объяснение обнаруженному Б. А. Мовчаном [151] явлению сегрегации Cr и W в виде оторочки по границам зерен аустенита в сталях 30ХГС и ХВГ при 1400° в условиях изотермического нагрева и в околошовной зоне при сварке. Б. А. Мовчан объяснил это развитием адсорбционных процессов. Однако в соответствии с приведенным выше термодинамическим анализом равновесной пограничной сегрегации (см. рис. 44) повышение температуры должно, наоборот, способствовать выравниванию концентрации легирующих элементов, если сплав однофазен.

Наконец, увеличение пограничной сегрегации и появление по границам зерен различных соединений и фаз (в том числе легкоплавких) можно связывать с оплавлением пограничных участков зерен и обогащением жидкой фазы примесями и легирующими элементами за счет диффузии в соответствии с коэффициентами их распределения между твердой и жидкой фазами по диаграмме состояния.

Заметим, что наиболее резкое увеличение концентрации на границах при сварке не обязательно должно соответствовать самому большому возможному конечному размеру зерна. По-видимому, граничная концентрация вблизи температуры солидуса должна находиться в сложной зависимости от скорости нагрева. При очень высоких скоростях нагрева из-за ограничения роста зерна, а также диффузии примесей неравновесная граничная концентрация при T_{max} сварочного цикла должна в основном определяться начальной граничной концентрацией. При некоторых средних (но относительно высоких) скоростях сварочного нагрева она может возрастать за счет быстрой миграции границ зерен. При медленном нагреве, несмотря на очень большое увеличение размера зерна, граничная концентрация может сначала возрасти, а затем снизиться за счет рассасывания сегрегатов в период замедления роста зерен. Если рост зерна, сегрегация примесей и выделение легкоплавких и хрупких фаз при нагреве даже и не вызывают межкристаллитную хрупкость при высоких температурах (горячие трещины), то часто эти явления повышают хрупкость при низких температурах (холодные трещины, хрупкий излом при ударных испытаниях и т. д.). В этом случае представляет интерес анализ влияния скорости последующего охлаждения на изменение неравновесной

концентрации по границам. Для однопроходной сварки и наплавки характерно в первом приближении прямо пропорциональное изменение скоростей нагрева и охлаждения. Поэтому при сварке на жестких режимах сохранившаяся начальная или достигнутая при T_{\max} граничная концентрация в процессе последующего быстрого охлаждения может и не измениться. При сварке на средних и мягких режимах возможно как снижение, так и повышение граничной сегрегации в зависимости от отношения ее величины при T_{\max} к равновесной величине при T_d , от скорости охлаждения и типа примеси. Поэтому иногда при электрошлаковой сварке на весьма мягких режимах и особенно часто при аргодуговой сварке на жестких режимах различные формы межкристаллитной хрупкости проявляются менее отчетливо, чем при сварке под флюсом на средних режимах.

Положительное влияние повышения чистоты основного металла, температуры закалки перед сваркой и жесткости режима сварки было показано нами в работах [153, 157] на примере снижения склонности некоторых однофазных аустенитных сталей и никелевых сплавов к образованию горячих трещин в околошовной зоне при сварке. Что касается перлитных и мартенситных сталей, то для снижения их склонности к образованию трещин (горячих и особенно холодных) увеличение температуры закалки перед сваркой не может дать положительных результатов даже тогда, когда эти стали сваривают в закаленном состоянии, так как фазовый наклеп в процессе превращения при нагреве приводит к образованию в околошовной зоне нового мелкого зерна аустенита. При этом чистота границ зерен в околошовной зоне в основном определяется условиями роста этих новых зерен и общей чистотой основного металла по вредным примесям. Как будет показано в гл. VI, интенсивный рост зерна в околошовной зоне почти всегда проявляется в повышении склонности этих сталей к трещинам (особенно к холодным при сварке на средних режимах).

§ 6. Кинетика процесса гомогенизации аустенита в околошовной зоне углеродистых и легированных сталей при различных способах сварки

Кинетика процесса гомогенизации аустенита в условиях термического цикла сварки была изучена автором и Б. А. Смирновым [158] с целью выяснить следующие основные вопросы: 1) как развивается процесс гомогенизации в период нагрева до температур, близких к температуре плавления и при последующем охлаждении; 2) существует ли взаимозависимость между процессами гомогенизации и роста зерна аустенита; 3) какова степень гомогенизации околошовной зоны при различных способах сварки в сравнении с обычной печной термообработкой; 4) каково влияние степени гомогенизации в условиях термических циклов сварки на устойчивость аустенита и кинетику его превращения при охлаждении.

Результаты исследования первых трех вопросов изложены в этой главе, а последнего по соображениям стройности изложения — в гл. V.

Исследование проведено на сталях марок 45, 40X и 20X2MФ (см. приложение I) по методике ИМЕТ-1 путем воспроизведения в образцах (см. рис. 21, а) следующих термических циклов (рис. 47):

A1 — медленный нагрев до 1400° ($W_n=7-8$ град/сек в интервале $700-1000^\circ$) и медленное охлаждение ($W_o=1-2$ град/сек в интервале $1000-900^\circ$);

A2 — быстрый нагрев до 1400° ($W_n=185-300$ град/сек) и медленное охлаждение ($W_o=1-2$ град/сек);

A3 — быстрый нагрев до 1400° ($W_n=240-300$ град/сек) и быстрое охлаждение ($W_o=35$ град/сек);

Б — быстрый нагрев до 1400° ($W_n=300$ град/сек), перенос в печь с температурой 900° и выдержка в печи в течение 0,5–30 мин;

В — нагрев в печи до 900° ($W_n=7-8$ град/сек) и выдержка в печи при этой температуре в течение 0,5–30 мин.

Циклы А примерно соответствуют термическим циклам околошовной зоны: А1 — при электрошлаковой сварке стали толщиной 80–100 мм; А2 — при односторонней автоматической сварке под флюсом стали толщиной 40 мм; А3 — при ручной дуговой или автоматической сварке

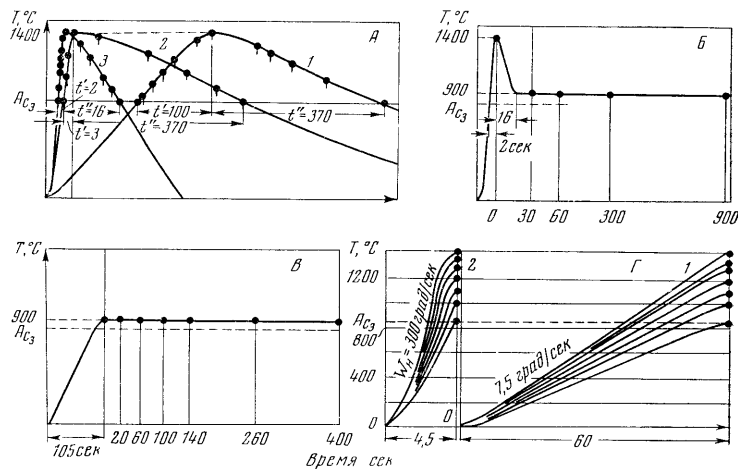


Рис. 47. Термические циклы, принятые при исследовании процесса гомогенизации аустенита при сварке в околошовной зоне (А, Б) и в различных участках зоны перекристаллизации (Г) в сравнении с печным нагревом, применяемым при термообработке (В)

Пояснения обозначений — в тексте

под флюсом стали толщиной 8–12 мм или первого слоя многослойного шва на стали толщиной ≥ 40 мм при погонной энергии дуги $q/v=5 \div 6$ ккал/см.

Цикл Б до начала выдержки в печи такой же, как и А3. Выдержка в печи предусмотрена с целью оценки степени завершенности процесса гомогенизации аустенита при сварке. Сопоставление циклов А3 и Б с циклом В обычного печного нагрева позволяет также оценить влияние размера зерна на конечную неоднородность аустенита.

Циклы Г1 и Г2 воспроизведены на образцах с неравномерным нагревом (см. рис. 23, а) с целью изучения изменения неоднородности аустенита по ширине зоны полной перекристаллизации. Цикл Г1 соответствует медленному нагреву при электрошлаковой сварке ($W_n=7,5$ град/сек), а цикл Г2 — быстрому нагреву при дуговой сварке ($W_n=300$ град/сек).

По достижении температур, указанных на термических циклах А–Г кружками (см. рис. 47), образцы закалывали в воду. Степень гомогенизации аустенита оценивали по величине интервала значений микротвердости HD_{100} в пределах зерна после закалки. Микротвердость определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 100 г.

Наиболее подробно кинетика гомогенизации изучена на сталях 45 и 20Х2МФ. На рис. 48 и 49 приведена кинетика изменения интервала значений микротвердости ΔHD и размера зерна D в этих сталях в процессе

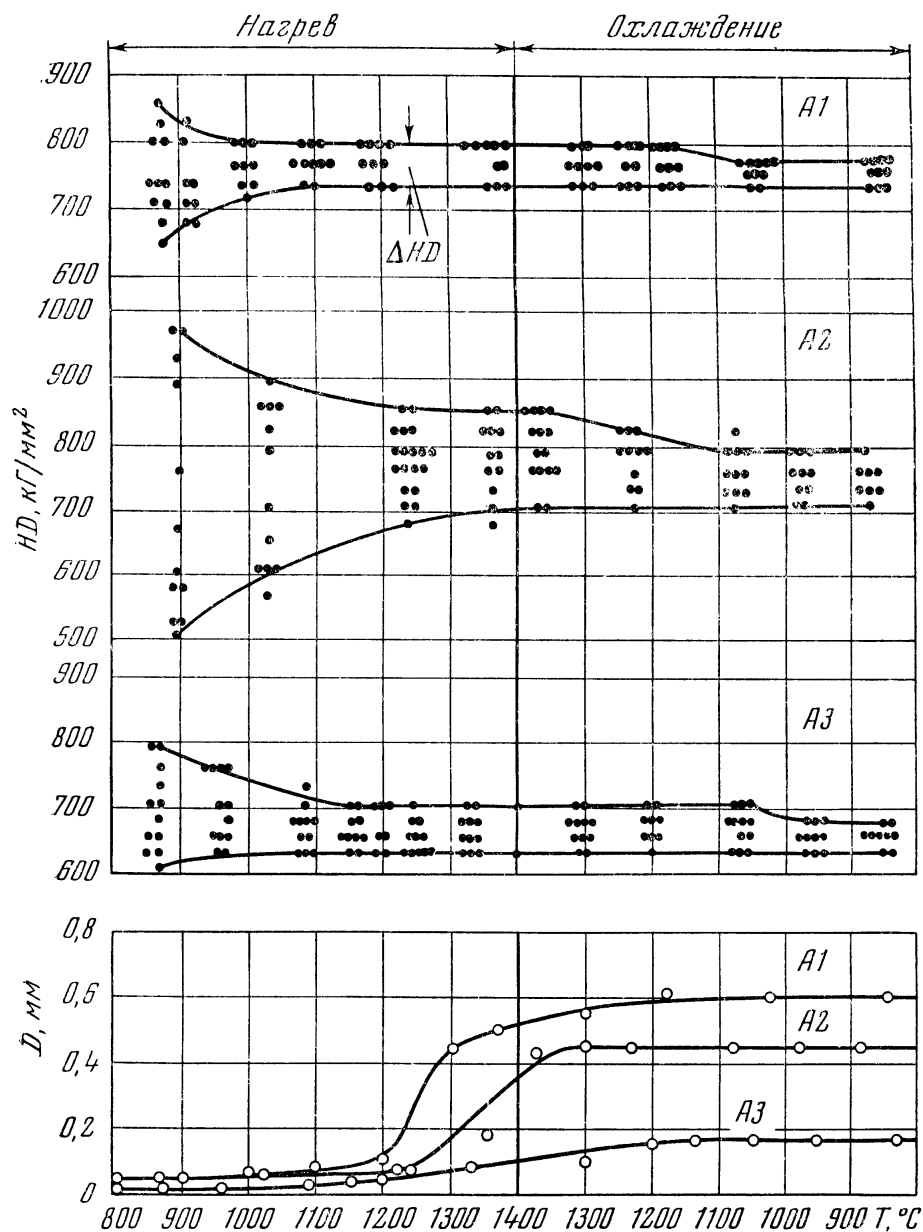


Рис. 48. Изменение микротвердости HD и размера зерна D в околошовной зоне стали 45 в процессе нагрева и охлаждения по циклам А1, А2 и А3 (см. рис. 47, А)

нагрева и охлаждения по термическим циклам А1, А2 и А3. Анализ этих данных показывает, что в условиях термического цикла сварки имеются два периода выравнивания микротвердости (табл. 15): первый в начальной стадии нагрева выше A_{c3} , второй при охлаждении.

Максимальная неоднородность аустенита в околошовной зоне во всех случаях имеет место в процессе нагрева при $880-930^\circ$, т. е. при температуре, близкой к A_{c3} . При этом для стали 45 ΔHD составляет: при цикле А1 — 200, А2 — 450 и А3 — 200 $кг/мм^2$, а для стали 20Х2МФ при цикле А1 — 120, А2 — 110 и А3 — 100 $кг/мм^2$.

Образцы из стали 45, подвергнутые обработке по циклам А1 и А3, вырезали из листов толщиной 6 мм. Поэтому они имели одинаковую исходную структуру с равномерным распределением участков перлита и феррита (рис. 50). Образцы стали 45, подвергнутые обработке по циклу А2, вырезали из листов толщиной 25 мм, которые вследствие меньшей степени обжатия при прокатке сохранили следы дендритной ликвации и имели более грубую структуру с весьма неравномерным распределением феррита и перлита. Однако вследствие нормализации с одинаковой температуры

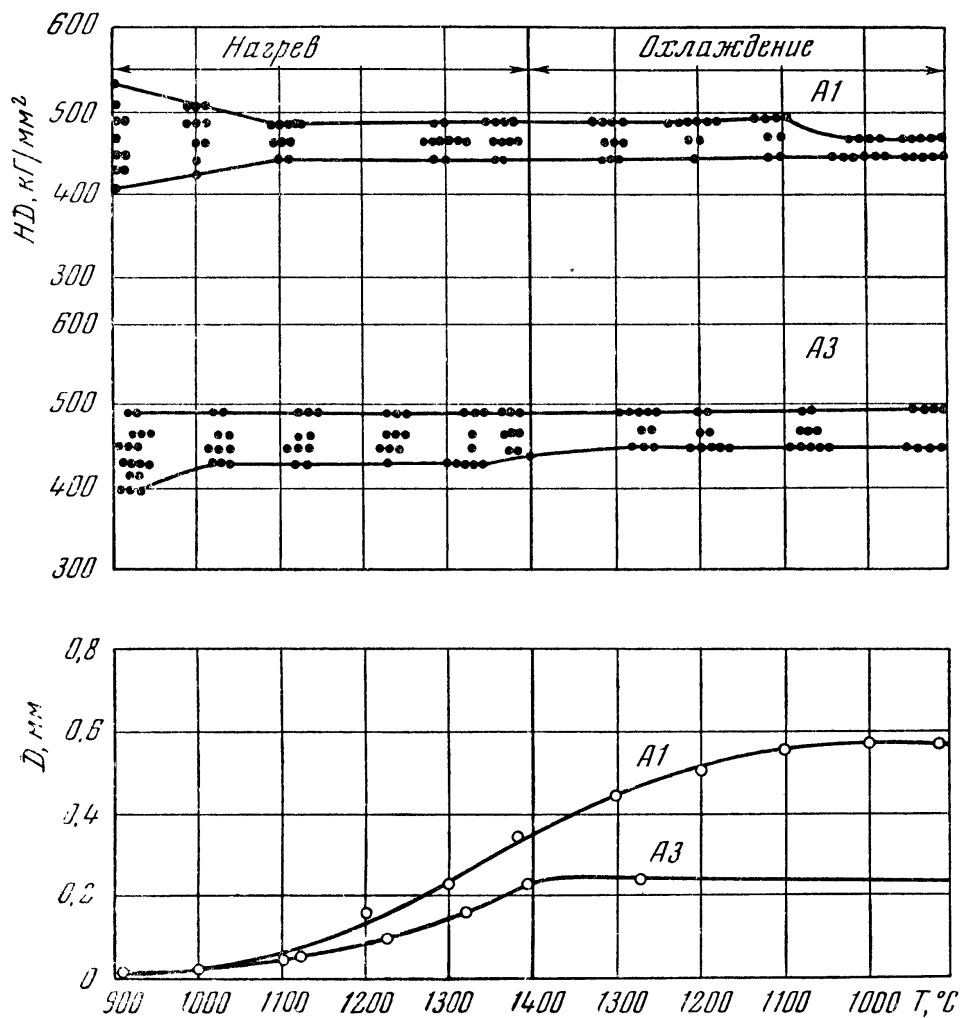


Рис. 49. Изменение микротвердости HD и размера зерна D в околошовной зоне стали 20X2МФ в процессе нагрева и охлаждения по циклам А1 и А3 (см. рис. 47, А)

исходный размер зерна всех образцов был практически одинаковым. Это позволило выявить значительное влияние исходной структуры на кинетику процесса гомогенизации аустенита и его конечный результат.

Образцы стали 20X2МФ имели одинаковую исходную структуру в виде сорбита с карбидами. По мере повышения температуры в процессе нагрева происходит выравнивание микротвердости, что указывает на протекание процесса гомогенизации аустенита (первый период). Однако с началом роста зерна процесс выравнивания микротвердости постепенно прекращается. При этом для стали 45 с увеличением скорости нагрева имеет место расширение температурного интервала гомогенизации аустенита и одновременно повышение температуры начала роста зерна: при цикле А1 этот интервал соответствует ($\leq 880^\circ$) — (1050—1100°), а при цикле А3 — ($\leq 880^\circ$) — (1100—1150°). Для стали 20X2МФ, содержащей сильные карбидообразующие элементы, в отношении влияния скорости нагрева на величину первого температурного интервала гомогенизации наблюдается противоположная закономерность, что можно объяснить недостатком времени для полного растворения карбидов (преимущественно карбидов ванадия) и рассасывания сегрегатов в условиях быстрого нагрева (цикл А3). Однако, так же как и в стали 45, процесс роста зерна начинается примерно при тех же температурах, при которых прекращается выравнивание микротвердости.

Сравнение кинетики процессов выравнивания микротвердости в сталях марок 45 и 20X2МФ в одинаковых условиях нагрева (циклы А2 и А3 для стали 45 и цикл А3 для стали 20X2МФ), но при различной дис-

Температурные интервалы гомогенизации аустенита в околошовной зоне стали 45 и 20X2МФ в процессе нагрева и охлаждения

Марка стали	Схема термического цикла на рис. 47, а	Скорость нагрева в интервале 700—1000° W _{II} , град/сек	Скорость охлаждения в интервале 1000—900° W _{II} , град/сек	Температурные интервалы гомогенизации, °С				Интервал значений микротвердости ΔHD_{100}		
				I период (нагрев)		II период (охлаждение)		при A _{c3}	к концу I периода	к концу II периода
				начало	конец	начало	конец			
Ст. 45	A1	7,0	1,2	≤ 880	1050—1100	1200—1150	1100—1050	200	60	40
	A2	300	1,2	≤ 900	1150—1200	1350—1300	1150—1100	450	175	85
	A3	240	35	≤ 880	1100—1150	1050—1000	900—850	200	70	50
20X2МФ	A1	7	1,2	≤ 900	1050—1100	1100—1080	1020—1000	120	40	20
	A2	185	1,2	≤ 900	1020—1050	1100—1080	1020—1000	110	60	40
	A3	300	35	≤ 900	1000—1020	1350*—1400	1300—1250	100	60	40

* Начинается еще при нагреве (см. рис. 49, а).

перности структурных составляющих в исходном состоянии показывает, что на интенсивность процесса и ширину первого температурного интервала гомогенизации весьма существенное влияние оказывают содержание углерода в стали и ее исходная структура. Чем выше начальная неоднородность аустенита и чем больше в нем не связанного в карбиды углерода, тем интенсивнее идет процесс выравнивания микротвердости и тем шире температурный интервал этого процесса. Особенно это заметно в течение первого периода гомогенизации.

Второй период выравнивания микротвердости начинается преимущественно в процессе охлаждения и также при температурах, при которых прекращается рост зерна. В отношении подобной взаимосвязи между процессами гомогенизации и ростом зерен стали 20X2МФ в этом случае также не является исключением (см. рис. 49). Однако у стали 20X2МФ в условиях быстрого нагрева и охлаждения (цикл А3) второй период начинается еще в процессе нагрева при 1350°, что может быть вызвано некоторой интенсификацией процесса растворения карбидов ванадия при высоких температурах. Таким образом, в сравнении с простой углеродистой сталью в стали с устойчивыми карбидами процессы диффузии развиваются позднее при более высоких температурах из-за задержки растворения карбидов. При этом в условиях быстрого охлаждения (цикл А3) температурный интервал второго периода гомогенизации весьма ограничен и неоднородность (по ΔHD) остается примерно такой же, как к концу первого периода гомогенизации в условиях медленного охлаждения (цикл А1).

В стали 45 при одинаковой степени исходной неоднородности аустенита с увеличением скорости нагрева и охлаждения температурный интервал второго периода гомогенизации смещается в область более низких температур (циклы А1 и А3). При большой исходной неоднородности аустенита (цикл А2), несмотря на медленное охлаждение, второй период гомогенизации начинается и заканчивается при более высоких температурах (см. рис. 48).

На завершенность процесса гомогенизации аустенита в околошовной зоне при сварке наиболее существенное влияние оказывают исходная структура стали и наличие в ней карбидообразующих элементов. Так,

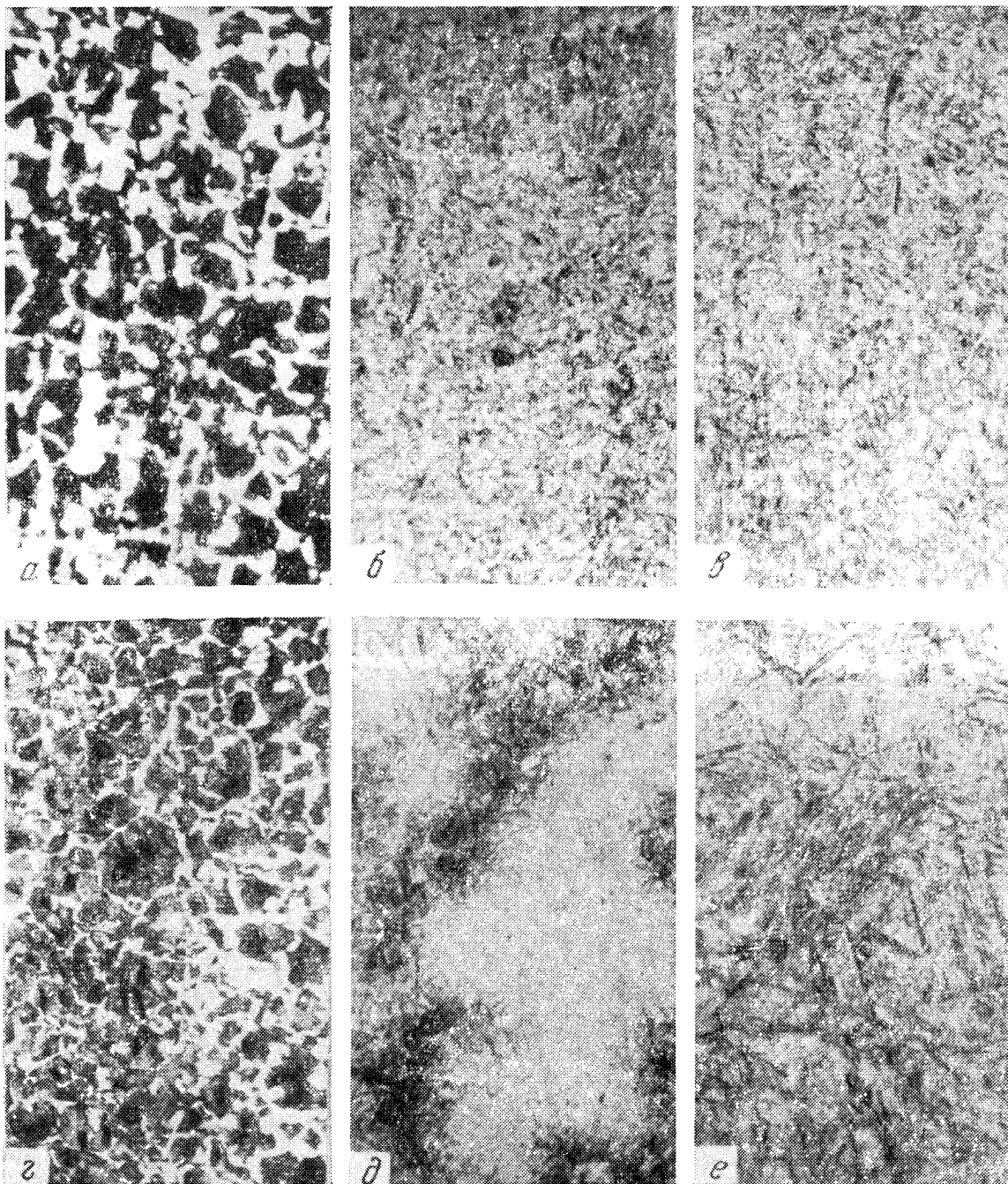


Рис. 50. Микроструктура образцов стали 45, вырезанных из листов различной толщины и исследованных при нагреве по циклу А2 (см. рис. 47, А):
 Для листов толщиной 6 мм: а — исходное состояние; б — закалка с 875°; в — то же, с 960°.
 Для листов толщиной 25 мм: г — исходное состояние; д — закалка с 910°; е — то же, с 1230°. Увеличение: а, г — $\times 100$; остальные — $\times 500$

например, к концу второго периода гомогенизации аустенита в стали 45 ΔHD при большой исходной неоднородности (цикл А2) составляет 85 кг/мм^2 , а при малой (циклы А1 и А3) — $40\text{--}50 \text{ кг/мм}^2$. То же самое подтверждается при сравнении поведения сталей марок 45 и 20Х2МФ при одинаковых циклах: А1 — 40 кг/мм^2 (сталь 45) и 20 кг/мм^2 (сталь 20Х2МФ); А3 — 50 кг/мм^2 (сталь 45) и 40 кг/мм^2 (сталь 20Х2МФ). Более узкий интервал микротвердости в стали 20Х2МФ при всех термических циклах по сравнению со сталью 45 обусловлен более однородной исходной структурой первой стали.

Вторым по важности и весьма существенным фактором, определяющим конечную неоднородность аустенита, являются режим и технология сварки. При одинаковой исходной структуре при электрошлаковой сварке (цикл А1) к концу второго периода гомогенизации при охлаждении до

температуры 900—830°, т. е. до начала превращения, неоднородность аустенита меньше, чем при автоматической сварке под флюсом и особенно ручной дуговой сварке (циклы А2 и А3). При этом для стали 20Х2МФ ΔHD при электрошлаковой сварке (цикл А1) составляет 20 $\kappaГ/мм^2$, т. е. в два раза меньше, чем при автоматической сварке под флюсом и ручной сварке (циклы А2 и А3), а для стали 45 ΔHD меньше всего лишь на 20% (цикл А1 — 40 $\kappaГ/мм^2$, цикл А3 — 50 $\kappaГ/мм^2$). Аналогично стали 20Х2МФ в этих условиях ведут себя и другие легированные стали, например 40Х,

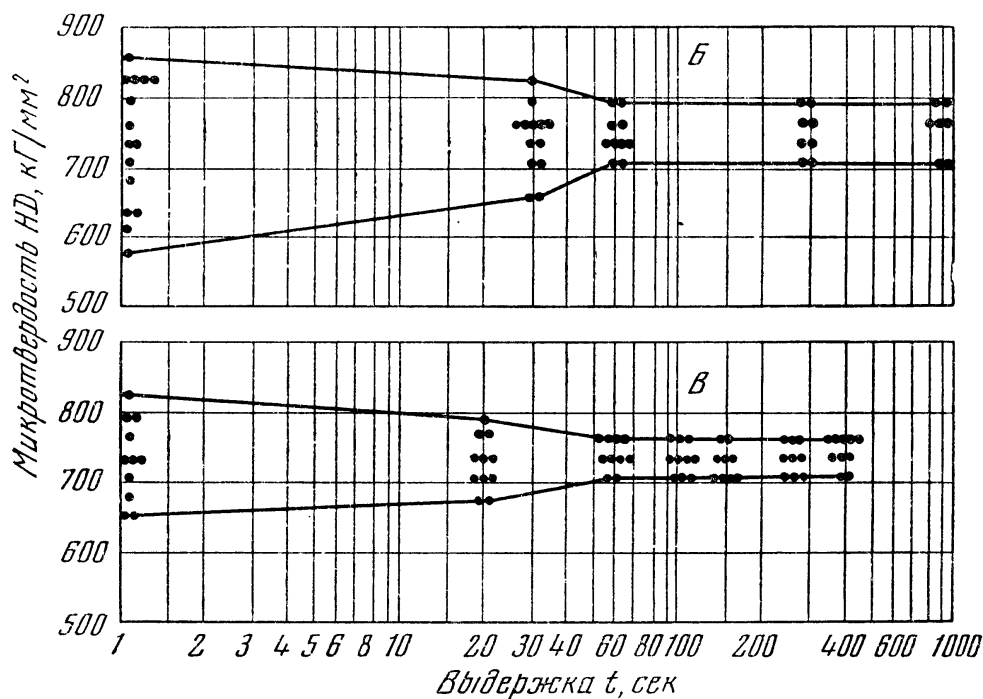


Рис. 51. Изменение микротвердости HD от длительности выдержки t стали 45 в печи при 900° (см. рис. 47) после нагрева и охлаждения по циклу Б и после нагрева до 900° в печи по циклу В

35ХГС, 25ХГФА, 18Х2ВФ и т. д. Таким образом, при сварке сталей, содержащих сильные карбидообразующие элементы, режим и технология сварки более существенно влияют на степень неоднородности аустенита перед превращением, чем при сварке углеродистых сталей. Это обусловлено не только незавершенностью процессов растворения карбидов в условиях автоматической сварки под флюсом и ручной сварки при малых и средних значениях погонной энергии дуги, но и значительно большей скоростью диффузии углерода по сравнению с другими легирующими элементами и особенно карбидообразующими.

Этот вывод подтверждается также при сравнении результатов исследования кинетики процесса гомогенизации аустенита в стали 45 в условиях циклов А3 и В, которые показывают, что при малой исходной неоднородности аустенита в условиях ручной сварки в околошовной зоне достигается практически такая же полнота гомогенизации аустенита, как и в условиях длительной изотермической выдержки при 900° (см. рис. 48 и 51). При этом в случае сварки благодаря пребыванию металла при более высоких температурах длительность процесса гомогенизации меньше (при цикле А3 $t' + t'' = 18$ сек), чем в условиях изотермической выдержки при 900° (60 сек), несмотря на значительную разницу в размере зерна (D соответственно равен 0,16—0,18 и 0,01—0,03 мм).

Однако при большой исходной неоднородности структуры процесс гомогенизации аустенита при ручной дуговой сварке стали 45 не завершается (к концу цикла А3 ΔHD составляет 200 $\kappaГ/мм^2$) и продолжается при последующей выдержке в печи в течение еще 45 сек ($\Delta HD = 85$ $\kappaГ/мм^2$;

см. цикл Б на рис. 51). В условиях же автоматической сварки под флюсом (цикл А2 на рис. 47) процесс практически заканчивается уже в стадии охлаждения при 1050° , т. е. в течение 120 сек пребывания металла выше A_{c_3} . При этом, несмотря на разницу в размере зерна ($D=0,16 \div 0,18$ мм при циклах А3 и Б и $D=0,45$ мм при цикле А2), конечная неоднородность аустенита характеризуется одной и той же величиной $\Delta HD=85$ кг/мм².

В стали 20Х2МФ, нагретой по циклу Б, процесс гомогенизации в условиях изотермической выдержки при 900° протекает примерно так же, как в стали 45. Однако температура 900° явно недостаточна для растворения карбидов, сегрегатов и интенсивного протекания процессов диффузии. Поэтому интервал микротвердости, достигнутый после выдержки 15 мин (900 сек), оказывается таким же ($\Delta HD=55$ кг/мм²), как при нагреве по термическому циклу А3 (при длительности $t'+t''=18$ сек) и значительно шире, чем при нагреве по циклу А1 (20 кг/мм²).

Таким образом, исследование процесса гомогенизации аустенита в условиях термического цикла сварки и изотермического нагрева (при 900°), принятого при печной термообработке, показывает, что при сварке благодаря более высоким температурам этот процесс протекает быстрее. При сварке процессу гомогенизации аустенита в околошовной зоне сопутствует рост зерна, а при печной термообработке он обычно протекает при неизменном в течение выдержки размере зерен.

В период роста зерна процесс гомогенизации по изменению интервала значений микротвердости не обнаруживается. Однако, если процесс гомогенизации после завершения роста зерна развивается в достаточно полной мере, как, например, при сварке углеродистой стали средней толщины под флюсом, то достигнутый в процессе роста размер зерна не оказывает влияния на конечную степень однородности аустенита перед началом превращения при охлаждении.

При малой исходной неоднородности процесс гомогенизации аустенита в околошовной зоне при сварке углеродистой стали практически завершается даже в условиях аргонодуговой и ручной дуговой сварки и наплавки при малых значениях погонной энергии дуги, а при высокой исходной неоднородности — в условиях однопроходной автоматической сварки под флюсом стали средней толщины. Высокая однородность аустенита в околошовной зоне сталей, содержащих карбидообразующие элементы, обеспечивается преимущественно при электрошлаковой сварке стали большой толщины.

§ 7. Неоднородность аустенита по ширине зоны полной перекристаллизации при сварке углеродистых и легированных сталей

Для выявления степени неоднородности аустенита в различных участках зоны перекристаллизации автором и Б. А. Смирновым [158] был применен метод закалки неравномерно нагретых образцов (см. рис. 23, а), в которых на базе 20 мм воспроизводили распределение максимальных температур нагрева T_{\max} от A_{c_3} до 1400° . При этом по мере удаления от центра к периферии этой зоны скорость нагрева снижалась примерно на 20%, т. е. так же как и при сварке. Образцы из стали марок 45, 40Х и 20Х2МФ подвергали нагреву по циклам Г1 и Г2 (см. рис. 47, Г) со скоростями в среднем сечении 7,5 и 300 град/сек. Закалку в воду производили в момент, когда в среднем сечении образца T_{\max} достигала 1400° .

Характер изменения интервала микротвердости ΔHD по ширине зоны полной перекристаллизации в стали 45 в зависимости от максимальной температуры нагрева (рис. 52) показывает, что с увеличением T_{\max} от A_{c_3} до 1200° (цикл Г1) или 1300° (цикл Г2) однородность аустенита

резко повышается, а при более высокой температуре ($1300\text{--}1400^\circ$) вновь становится ниже.

В интервале максимальных температур от A_{c3} до $1000\text{--}1200^\circ$ большая неоднородность аустенита обусловлена относительно невысокими температурами нагрева и малыми длительностями пребывания металла выше точки A_{c3} , вследствие чего процесс гомогенизации аустенита не успевает в достаточной мере развиваться. При T_{\max} выше $1200\text{--}1300^\circ$ этот процесс ограничивается ростом зерна.

Чем меньше скорость нагрева, тем ниже T_{\max} , которым соответствует участок с наибольшей однородностью. При этом вследствие снижения

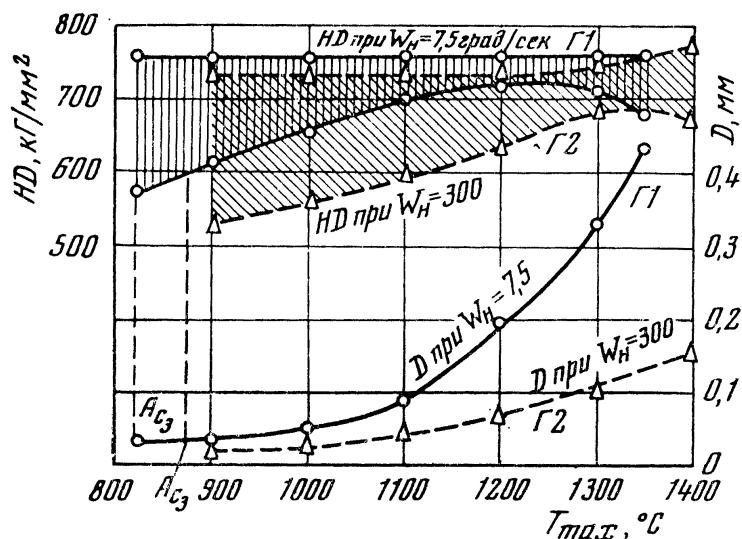


Рис. 52. Изменение микротвердости HD и диаметра зерна D по ширине зоны полной перекристаллизации при сварке стали 45 в зависимости от максимальной температуры нагрева T_{\max} при скорости нагрева $W_n = 7,5$ и 300 град/сек (метод закалки образцов с неравномерным нагревом)

субзерен в период роста зерна, но и дополнительным развитием высокотемпературной неоднородности по некоторым легирующим элементам (Cr, W, Mo и др.) вследствие локальных выделений феррита и частичного оплавления зерен по границам.

В целом участок высокотемпературной неоднородности в околошовной зоне легированных сталей имеет меньшую ширину, чем в углеродистых сталях, а обнаруживается в интервале более высоких T_{\max} . В частности и ширина самой околошовной зоны в этих сталях меньше, так как рост зерна в них ограничен.

Таким образом, наибольшая степень химической неоднородности аустенита имеет место в участке зоны полной перекристаллизации, нагреваемого при сварке до максимальных температур, незначительно превышающих точку A_{c3} . С увеличением максимальных температур, т. е. по мере приближения к околошовной зоне, однородность аустенита возрастает, но в самой околошовной зоне (углеродистые стали) или в наиболее высокотемпературном ее участке (легированные стали) вновь снижается.

Как будет показано в гл. V, этот характер изменения неоднородности аустенита и размера зерна в зависимости от T_{\max} обуславливает неравномерное распределение мартенсита в структуре перлитных сталей по ширине зоны полной перекристаллизации сварных соединений, несмотря на практически одинаковую скорость охлаждения металла во всех участках этой зоны в интервале температур превращения ($600\text{--}300^\circ$). Наибольшее количество мартенсита образуется всегда в околошовной зоне

температуры начала интенсивного роста зерна интервал высоких T_{\max} , ограничивающий участок с относительно более высокой неоднородностью (в околошовной зоне), расширяется в сторону меньших T_{\max} .

Аналогичная закономерность имеет место и в сталях, легированных хромом (40X) и сильными карбидообразующими элементами (20X2MФ). Однако, как было показано в § 5 гл. IV, снижение однородности аустенита в околошовной зоне этих сталей может быть вызвано не только ограничением процесса гомогенизации из-за миграции границ зерен и

($T_{\max} \geq 1200-1300^\circ$) вследствие повышения устойчивости аустенита при охлаждении за счет большого размера зерна и относительно малой неоднородности аустенита. В соседних участках зоны полной перекристаллизации с понижением T_{\max} до точки A_{c3} содержание мартенсита монотонно уменьшается вследствие снижения устойчивости аустенита по мере уменьшения размера зерна и повышения неоднородности аустенита.

§ 8. Кинетика процесса гомогенизации бета-фазы технического титана в околошовной зоне при сварке.

Взаимосвязь между процессами гомогенизации и роста зерна

Кинетика процесса гомогенизации β -фазы в околошовной зоне была изучена автором и Г. В. Назаровым в условиях термического цикла, соответствующего условиям дуговой сварки под флюсом металла толщиной 3 мм. Образцы (см. рис. 21, а) из технического титана ИМП-1А (см. приложение IIА) нагревали в машине ИМЕТ-1 со скоростью $W_n = 340$ и 40 град/сек (в интервале $800-1000^\circ$) в защитной атмосфере чистого аргона (1-го состава) и закаливали в воду с различных температур в пределах от 920 до 1600° . На продольных шлифах в средних сечениях образцов измеряли микротвердость, твердость и размер зерна. Одна партия образцов имела исходную структуру α -фазы в состоянии после прокатки, другая — отожженную равноосную структуру α -фазы.

Опыты с образцами в состоянии после прокатки (рис. 53) показывают, что в отличие от сталей в техническом титане увеличение среднего размера зерна в процессе нагрева происходит не непрерывно, а с остановкой в некотором интервале температур, ширина которого зависит от скорости нагрева. При большой скорости нагрева (350 град/сек) интервал остановки узкий ($1200-1280^\circ$), а при малой (40 град/сек) — значительно шире ($1080-1280^\circ$). Однако при обеих скоростях нагрева рост зерна возобновляется при одинаковой температуре (1280°). На первый температурный интервал роста зерна уменьшение скорости нагрева в этих пределах оказывает резкое влияние, сдвигая его в область более низких температур, соответственно от $1080-1200^\circ$ до $980-1050^\circ$ (см. заштрихованные участки на рис. 53).

Два температурных интервала интенсивного роста зерна и интервал остановки (замедления) этого процесса обнаруживается также и в условиях ступенчатых изотермических выдержек при построении диаграмм рекристаллизации как для технического, так и для йодидного титана. При этом остановка роста, по данным Е. М. Савицкого с сотрудниками [159], происходит при еще более низких температурах ($1100-1200^\circ$). Более подробно результаты этого исследования рассмотрены в § 9 гл. IV.

Такие особенности роста зерна можно связать с повышенной склонностью титана к неравномерному росту отдельных зерен в начальный период после $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения. В этот период рост зерен происходит наиболее интенсивно. С дальнейшим повышением температуры рост зерна замедляется и выражается в основном в выравнивании размеров соседних зерен. После этого интенсивность роста вновь повышается. В техническом титане это явление можно объяснить также задерживающим действием примесей, сегрегатов и высокотемпературной гидридной фазы (TiH_2), растворение которой начинается при температурах, близких к началу второго интервала роста зерна [3].

Кинетика изменения пределов разброса микротвердости ΔHD при нагреве в техническом титане (см. рис. 53) и в сталях имеет много общего. В обоих случаях росту зерна предшествует уменьшение ΔHD , т. е. процесс гомогенизации способствует началу роста зерна. После раз-

вития неоднородности в процессе $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения ($920-1040^\circ$) ΔHD при последующем нагреве уменьшается. С началом первого интервала роста зерна ($1080-1200^\circ$) ΔHD почти не изменяется вплоть до замедления роста при 1200° , а затем вновь снижается, пока не начнется второй интервал роста зерна ($> 1280^\circ$). Таким образом в титане, как и в сталях,

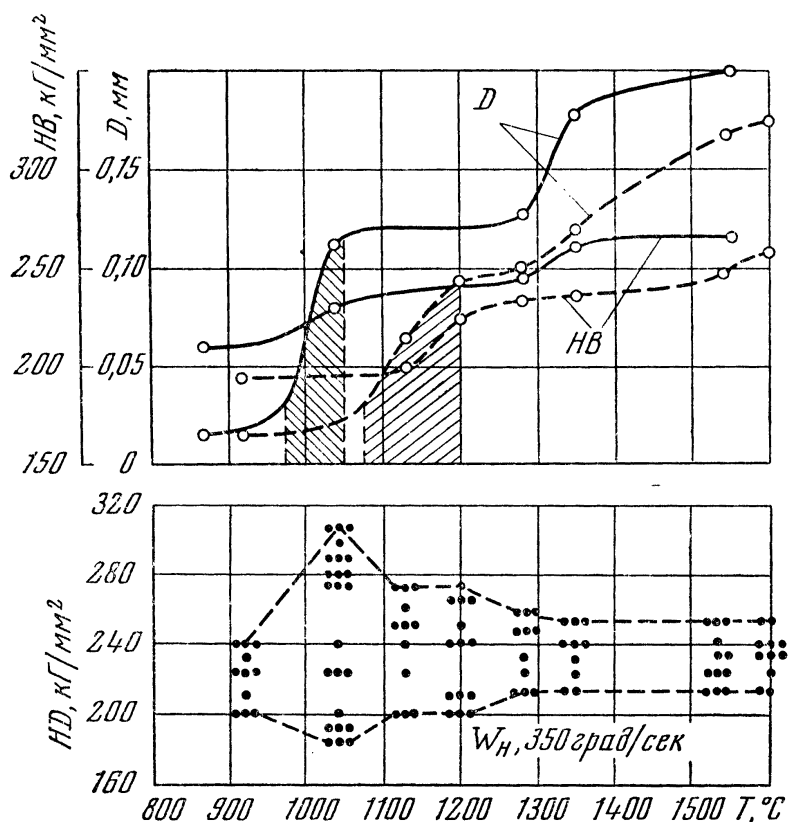


Рис. 53. Изменение среднего диаметра зерна D , твердости по Бринеллю HB и микротвердости HD в околошовной зоне технического титана ИМП-1А в процессе нагрева:

Штриховые кривые — скорость нагрева $W_H = 350$ град/сек, $t' = 3$ сек, общее время нагрева до 1600° , $t_H = 5$ сек; сплошные кривые — $W_H = 40$ град/сек, $t' = 14$ сек, $t_H = 30$ сек; в исходном состоянии α -фаза имела ярко выраженную текстуру-прокатки

процесс гомогенизации обнаруживается по изменению ΔHD тогда, когда рост зерна либо еще не начался, либо уже завершился.

Однако из отсутствия изменения ΔHD в интервале роста зерна нельзя делать вывод о том, что гомогенизация (т. е. повышение химической однородности) прекращается, так как величина ΔHD должна определяться не только химической, но и физической неоднородностью металла. Если исходить из того, что процесс гомогенизации протекает непрерывно, то для объяснения неизменности ΔHD в температурных интервалах роста зерна необходимо предположить компенсирующее увеличение физической неоднородности при этих температурах. Однако отнести подобный характер изменения физической неоднородности только за счет процесса роста зерна нельзя, так как с увеличением размеров зерен выше некоторой относительно небольшой величины барьерный эффект границ и эффект усложнения деформации, по-видимому, уже не должны оказывать существенного влияния на микротвердость (при нагрузке 200 г размер отпечатков в мартенсите составляет 20—30 mk , а при 20 г — 6—8 mk).

По-видимому, увеличение физической неоднородности более правильно связывать с изменениями тонкой внутризеренной структуры — ростом

субзерен и блоков, что может являться следствием рекристаллизационных процессов, вызываемых фазовым наклепом (аустенита в сталях) или обусловленных незавершенностью рекристаллизации низкотемпературной фазы (в предварительно деформированном титане). Одним из косвенных доказательств роста блоков и субзерен в аустените при весьма высоких температурах является повышение мартенситной точки, объемной скорости мартенситного превращения и размеров образующихся кристаллов с увеличением температуры закалки (см. гл. V). Прямые доказательства, к сожалению, получить весьма трудно, так как тонкое строение внутризеренной структуры может изменяться в процессе фазового наклепа при охлаждении. В отличие от стали в титане фазовый наклеп мал и не может быть причиной заметного развития рекристаллизационных процессов в β -фазе. Сохранение же в β -фазе наследственной дислокационной структуры (из деформированной α -фазы) при быстром нагреве вполне реально в связи с малой скоростью рекристаллизационных процессов в α -фазе.

Рост зерен и субзерен может также поддерживать имеющуюся степень химической неоднородности за счет повышения концентрации некоторых легирующих элементов и примесей на границах в процессе их миграции. Кроме того, при высоких температурах дополнительно могут возникать новые искажения, связанные с объемными эффектами при растворении дисперсных остаточных фаз (например, карбиды в сталях, гидриды в титане и т. д.) или образовании новых (например, δ -феррит в сталях).

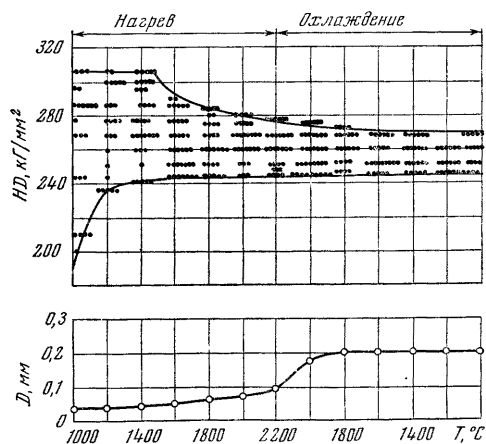


Рис. 54. Изменение микротвердости HD и среднего диаметра зерна D в околошовной зоне технического молибдена в процессе нагрева со скоростью $W_n = 1600 \text{ град/сек}$ (при 1000–1400°) до $T_{max} = 2200^\circ$ за $t_n = 5 \text{ сек}$ и последующего охлаждения с $W_o = 130 \text{ град/сек}$ (при 1400–1000°)

Высказанные выше соображения относительно титана были подтверждены результатами испытаний второй партии образцов сплава ИМП-1А с исходной структурой равноосной отожженной α -фазы, которые показали непрерывное изменение ΔHD даже в интервале температур роста зерен. С целью дополнительной проверки этого явления были поставлены аналогичные опыты с техническим молибденом, который как сплав, не

препревращающий полиморфного превращения, был выбран для того, чтобы полностью исключить возможное влияние фазового наклепа на изучаемые процессы. Содержание примесей в молибдене было следующим (в %): С — до 0,2; $O_2 < 0,0035$; $Ti+W+Zr < 0,5$. Начальный средний диаметр зерна составлял 0,04 м.м. Перед нагревом в машине ИМЕТ-1 образцы подвергали вакуумному отжигу. Эти опыты (рис. 54) показали, что начиная с 1000° при нагреве и вплоть до 1400° при последующем охлаждении интервал значений микротвердости ΔHD непрерывно сужается, в частности и при температурах роста зерна. При этом интенсивность процесса гомогенизации, как и в других металлах, постепенно падает.

Итак, в отожженном сплаве без полиморфного превращения изменение микротвердости определяется преимущественно химической неоднородностью. Интересно отметить, что в отличие от закаливающих сталей электронномикроскопический анализ обработанных подобным же образом образцов не выявил на молибдене границ субзерен и блоков, а показал беспорядочное распределение отдельных фигур травления или их скопления внутри рекристаллизованных зерен.

Таким образом, причину различий в кинетике изменения ΔHD в сталях и деформированном титане в сравнении с отожженным титаном и молибденом следует искать в характере изменений тонкой структуры.

§ 9. Рост зерна сталей и сплавов титана в изотермических условиях

Процессы фазовых превращений при нагреве сопровождаются образованием нового мелкого начального зерна. Чем мельче исходная структура стали и быстрее нагрев, тем мельче образующееся зерно аустенита. Если вследствие высокой скорости нагрева процессы превращения протекают при более высоких температурах, то соответственно образуется более мелкое начальное зерно. Оно может возникать как непосредственно в интервале $A_c - A_c$, так и выше A_c в условиях высоких скоростей нагрева. В. Д. Садовский и его сотрудники [144] показали, что мелкое зерно в этом случае образуется при температурах (точка «Б» Д. К. Чернова) значительно выше A_c (на $150-300^\circ$) в результате рекристаллизации, вызываемой фазовым наклепом аустенита. Наиболее отчетливо это явление обнаруживается при быстром высокотемпературном нагреве крупнозернистой закаленной стали с целью устранения «нафталинистого» излома, образование которого обусловлено ориентированностью превращения. В титане и его сплавах фазовый наклеп мал и поэтому начальное зерно β -фазы всегда образуется непосредственно в интервале $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения.

Начальное зерно сохраняется без изменения в некотором интервале температур, ширина которого зависит от скорости нагрева (при непрерывном нагреве) или длительности изотермической выдержки. Чем медленнее нагрев (или длительнее изотермическая выдержка), тем ниже температура, при которой начинается рост зерна. Рост зерна или собирательная рекристаллизация происходит путем перемещения границ зерен, имеющих более высокую свободную энергию, чем внутривершинные объемы. Этот процесс осуществляется диффузионным путем благодаря постепенному присоединению к кристаллической решетке растущего зерна атомов соседних зерен. Так же как и процессы диффузии, процесс роста зерна описывают экспоненциальными уравнениями в функции от температуры. Сплавы или стали сложного состава (даже одной и той же марки) не обладают одинаковой склонностью к росту зерна, и поэтому в каждом отдельном случае константы этих уравнений меняются. Практическая ценность подобных уравнений имеет место главным образом для чистых металлов или сплавов с несложным легированием.

Движущей силой процесса собирательной рекристаллизации является стремление системы понизить свободную энергию, прежде всего за счет уменьшения поверхности раздела между зёрнами.

В кинетике роста зёрна можно различать три периода: 1) инкубационный период, в течение которого зёрно почти не изменяется в размере; 2) период интенсивного роста; 3) период затухания, когда процесс постепенно прекращается. В условиях изотермической выдержки при разных температурах эти периоды очень отчетливо заметны (рис. 55) [57].

При росте большие зёрна обычно поглощают мелкие вследствие того, что границы перемещаются к центрам их кривизны, а грани крупных зёрен должны быть вогнутыми для того, чтобы образовывать с гранями смежных зёрен равновесные углы. Замедление роста зёрна происходит из-за уменьшения движущей силы миграции, усиления задерживающего действия сегрегатов примесей по мере уменьшения кривизны границ, а также от эффектов блокировки, которые обусловлены структурными факторами¹.

Влияние легирующих элементов, а также O_2 , N_2 и других примесей на склонность стали к росту зёрна исследовали в ряде работ [160, 161 и др.]. Установлено, что элементы, образующие труднорастворимые карбиды (Mo, W и, особенно, V, Ti, Zr, Nb, Ta), а также нерастворимые в аустените окислы и сульфиды препятствуют росту зёрна. Хром, карбиды которого менее прочны, тормозит рост зёрна слабее. Марганец и фосфор повышают склонность к росту зёрна. Алюминий оказывает особенно сильное тормозящее действие на рост зёрна благодаря образованию субмикроскопических включений окислов и нитридов, которые располагаются по границам зёрен. Однако положительное действие карбидов, нитридов и окислов проявляется только до определенного температурного «порога» активного растворения включений и сегрегатов, выше которого начинается интенсивный рост зёрна. Выше этого температурного порога влияние легирующих элементов на скорость роста определяется главным образом тем, повышают ли они, или снижают энергию активации самодиффузии атомов основы. Однако следует учитывать также влияние и поверхностно-активных элементов (B и др.), которые, концентрируясь по границам зёрен, также создают препятствия росту зёрна.

В отношении способности к росту зёрна принято делить стали на две группы: наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые. В первой группе мелкое зёрно сохраняется в широком интервале температур, значительно превышающих точку A_3 (приблизительно на 200—300°); во второй группе интенсивный рост зёрна начинается с температур, незначительно превышающих (на 50—100°) точку A_3 . Различие это объясняется условиями выплавки и раскисления стали, а также ее химическим составом.

Склонность к росту зёрна аустенита в доэвтектоидных сталях с увеличением содержания углерода возрастает (рис. 56), что объясняют суще-

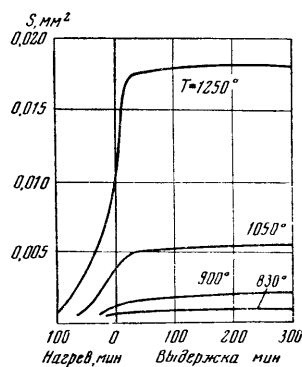


Рис. 55. Рост площади зёрна S в стали с 0,48% С и 0,32% Mn в зависимости от температуры нагрева T и длительности выдержки t [57]

¹ Имеются в виду неблагоприятные соотношения между свободными энергиями отдельных границ в стыках зёрен [50].

ственным повышением коэффициента самодиффузии γ -железа за счет снижения энергии активации самодиффузии с введением углерода [5, 160].

Исследования роста зерна аустенита в околошовной зоне были выполнены рядом авторов преимущественно при сварке углеродистых и низколегированных строительных сталей повышенной прочности [70, 97 и др.]. Основные зависимости между величиной зерна и погонной энергией дуги устанавливались с помощью валиковой пробы (см. в качестве примера наши данные для стали 23Г на рис. 29). Однако, несмотря на большой накопленный материал, не было сделано попыток сравнить и обобщить полученные результаты для широкого круга сталей.

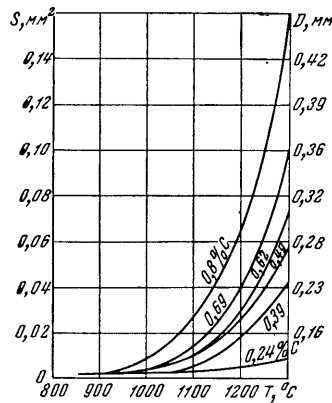


Рис. 56. Изменение средней площади S и размера D зерна аустенита в стали с различным содержанием углерода в зависимости от температуры отжига при выдержке в течение 3 час [160]

Рост зерна в техническом титане большинство авторов изучало с целью установления температурных интервалов рекристаллизации и выбора оптимальной температуры и длительности выдержки при отжиге. Е. Вальден и Л. Диксон [162] обнаружили, что заметное увеличение начального зерна технического титана РС-70 толщиной 1 мм при выдержке в течение 30 мин начинается с температур в области β -фазы. С увеличением температуры нагрева от 815 до 1095° средний размер зерна D увеличивается почти в 12 раз (с 0,015 до 0,175 мм). Л. Н. Соколов [163] показал, что при нагреве до 1100° технического титана, содержащего 0,5% С, размер зерна β -фазы не выходит за пределы балла № 6 по ГОСТ 5639-51.

Е. М. Савицкий с сотрудниками [44, 159], исследуя диаграммы рекристаллизации йодидного и магниотермического титана, установили, что у йодидного титана, установили, что у йодидного титана, деформированного в холодном состоянии на 40—50%, при отжиге в течение 30 мин в области β -фазы интенсивный рост зерен начинается при 900°. Средний диаметр зерна D возрастает с 0,036 мм (при 500—700°) до 0,1 мм (при 900°). В интервале температур отжига 1100—1200° рост зерна не наблюдается. Дальнейшее увеличение температуры до 1300° вновь приводит к интенсивному росту зерна, размеры которого при этой температуре достигают 0,6 мм. На техническом титане ВТ1Д после холодной деформации (на 5—25%) также выявляются два температурных интервала интенсивного роста зерна β -фазы: с увеличением температуры отжига (30 мин) от 1000 до 1100° D возрастает от 0,045 до 0,2—0,17 мм (при начальном $D=0,013$ мм); в интервале 1100—1200° D не меняется; в интервале 1200—1400° D вновь увеличивается от 0,17—0,2 до 0,4 мм.

О влиянии легирующих элементов на рост зерна в сплавах титана данных мало. Однако в литературе приводятся указания о повышении температуры рекристаллизации α -фазы с увеличением содержания алюминия. Еще более сильное аналогичное действие оказывают некоторые более тугоплавкие, чем титан, переходные элементы (β -стабилизаторы) [3].

§ 10. Особенности кинетики роста зерна в околошовной зоне сталей и сплавов титана при сварке

Условия роста зерна при непрерывном нагреве, в частности в околошовной зоне при сварке плавлением, существенно отличаются от условий роста при изотермической выдержке. Смещение критических точек начала и конца фазовых превращений в связи с увеличением скорости нагрева в область более высоких температур, замедленное растворение карбидов и сегрегатов, неполная гомогенизация, более мелкое начальное зерно аустенита — все эти факторы должны оказывать влияние на кинетику роста зерна в условиях термического цикла сварки.

Наиболее резкие изменения структуры и свойств основного металла при сварке сталей и сплавов титана происходят в околошовной зоне. Поэтому прежде всего представляет интерес рассмотреть особенности кинетики роста зерна в этом пограничном со швом участке зоны полной перекристаллизации, который нагревается при сварке до максимальных температур, близких к температуре плавления. Исследования были проведены автором, Г. Н. Клебаковым, Б. А. Смирновым, Г. В. Назаровым и Л. С. Гущиной [72, 107, 108, 115, 158, 164—167] с помощью машины ИМЕТ-1 путем нагрева по заданным термическим циклам обычных образцов ИМЕТ-1 (см. рис. 21, а) и закалки их в воду с разных мгновенных температур при нагреве и последующем охлаждении. Максимальные температуры нагрева T_{\max} составляли для сталей 1300—1400°, для сплавов титана 1500—1600°. Остальные параметры термических циклов изменялись в следующих пределах: для сталей — W_n от 300 до 6—8 град/сек в интервале 700—1000°; t' от 1,5 до 400 сек; W_o от 600 до 0,1—0,05 град/сек (в интервале 500—600°); t'' от 1,5 до 2000 сек; для сплавов титана — $W_n = 350$ и 40 град/сек (в интервале 800—1000°); $t' = 2$ —3 и 14 сек; W_o от 600 до 1 град/сек (в интервале 1000—800°) и t'' от 1 до 200 сек. Таким образом, условия этих опытов как для сталей, так и для сплавов титана охватывали широкий диапазон режимов сварки — от однопроходной дуговой сварки тонких листов до электрошлаковой сварки массивных поковок (см. табл. 2). Исследование было проведено на сталях марок 45, 40Х, 20ХГС, 25ХГСА, 25ХГФА, 23Г, 25НЗ, 12ХН2, 20Х2МФ, 18Х2ВФ и на техническом титане марок ИМП-1А, ИМП-1А (1), ВТ1Д, ВТ1 и его сплавах ОТ4, ВТ5, АТ3 и АТ4 (см. приложения I и II).

Определение размера зерна при сварке перлитных сталей связано со следующими методическими трудностями:

1) продукты превращения при вторичной перекристаллизации в ряде случаев затрудняют выявление действительного зерна аустенита, например, когда избыточный феррит выделяется не в виде сетки по границам аустенитных зерен, а внутри зерен в виде игл (видманштеттова структура), что может приводить к видимости получения более мелкого зерна, чем действительное, определяемое методом закалки на мартенсит;

2) соблюдение общепринятой методики измерения среднего размера зерна (по числу зерен на определенной площади или по числу пересечений по методу секущей [168]) в отношении достаточного числа определений (не менее 100—200) исключено из-за малой ширины зоны термического влияния и резкого изменения размера зерна в ее пределах (практически близкие размеры имеют не более 2—3 рядов зерен).

Ввиду того что при сварке в зависимости от погонной энергии дуги и типа стали могут наблюдаться самые разнообразные структуры, Б. А. Смирнов [115] предложил пользоваться одновременно несколькими методами определения размера действительного зерна (рис. 57): а — при сравнительно медленном охлаждении — по сетке феррита; б — при охлаждении со скоростями, при которых еще не начинает образовываться

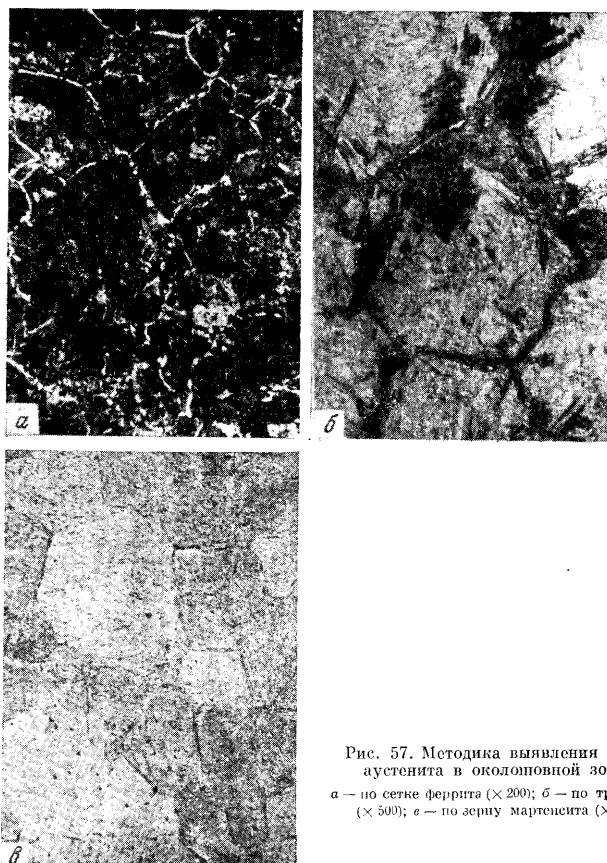


Рис. 57. Методика выявления зерна аустенита в околошовной зоне:
 а — по сетке феррита ($\times 200$); б — по трооститу ($\times 500$); в — по зерну мартенсита ($\times 200$)

мартенсит, — по сетке троостита; в — при весьма больших скоростях охлаждения, а также при закалке в воду — по размеру зерен мартенсита или троостита. В последнем случае целесообразно применять реактив Вилела (1 г шикриновой кислоты, 5 см³ HCl, 95 см³ этилового спирта), а иногда, для более четкого выявления границы зерен, — предварительный отпуск при 300° перед травлением.

В сплавах титана действительный размер зерна β -фазы определяют по зерну α' -фазы. Благодаря ориентированности $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращения и практически неощутимому эффекту фазового наклепа этот метод дает достаточно надежные результаты.

Размер зерна оценивают несколькими методами: 1) подсчетом числа зерен в поле зрения окуляра микроскопа; 2) измерением диаметра ряда крупных зерен (20—30 зерен) на одинаковом расстоянии от шва и подсчетом среднего диаметра; 3) подсчетом числа зерен, пересекаемых прямой линией длиной 1 мм и делением этой длины на число зерен. Первый и

третий метод рекомендуется применять в тех случаях, когда размер зерна на участке измерения мало колеблется (на образцах ИМЕТ-1). Второй метод применяют в основном при определении среднего размера зерна в околошовной зоне реальных сварных соединений, в частности образцов валиковой пробы. Определение размера зерна при этом основывается на сравнительно малом числе измерений (около 30) и поэтому не может претендовать на ту степень точности, которая возможна при обычной методике. Возможная погрешность в среднем размере зерна в околошовной зоне и на кривых распределения его по ширине зоны перекристаллизации составляет $\sim 20\%$.

Основная особенность кинетики роста зерна в околошовной зоне при сварке, обусловленная диффузионным механизмом миграции границ в условиях ограниченного времени пребывания при высоких температурах, заключается в том, что рост зерна при нагреве, как правило, не завершается, а продолжается и при последующем охлаждении.

Это наблюдается не только на сталях (рис. 58, 48, 49), но и на сплавах титана (рис. 59), молибдена (см. рис. 54) и других металлов. Температурный интервал наиболее интенсивного роста зерна в подавляющем большинстве случаев располагается на ветви нагрева термического цикла. При этом чем выше скорость нагрева, тем ближе этот интервал к максимальной температуре нагрева. Например, в стали 45 при изменении W_n от 7—8 до 200 и 300 град/сек температура, при которой зерно растет наиболее быстро, повышается соответственно с 1250 до 1350 и 1400° (T_{max}), как это видно на рис. 48, б для циклов А1, А2 и А3. Только при очень больших скоростях нагрева ($W_n \approx 1000$ град/сек) эта температура может лишь немного сместиться в область охлаждения, как, например, для молибдена (см. рис. 54).

При охлаждении интенсивность роста зерна резко снижается не столько из-за увеличения длительности процесса, как вследствие непрерывного снижения температуры. Рост зерна в процессе охлаждения

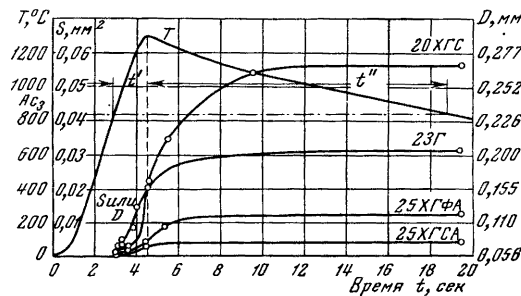


Рис. 58. Кинетика роста средней площади S и диаметра D зерна аустенита в условиях термического цикла околошовной зоны для различных марок стали (методика ИМЕТ-1); цикл соответствует однопроводной сварке стали толщиной 12 мм под флюсом

прекращается при температурах, более высоких, чем те, при которых он начался в процессе нагрева. Если посторонние дисперсные фазы или сегрегаты не препятствуют миграции границ, как, например, в углеродистых сталях, то с увеличением скорости нагрева и охлаждения температура окончания роста зерна обычно понижается (рис. 48, б). Это связано с тем,

что из-за слабого развития процесса роста зерна движущая сила миграции, обусловленная в частности еще относительно большой кривизной границ, оказывается достаточно высокой и рост зерна становится возможным при более низких температурах. Однако, если вследствие высоких скоростей нагрева устойчивые карбиды и сегрегаты не успевают раствориться, как, например, в легированных сталях типа 20Х2МФ, то увеличение скорости

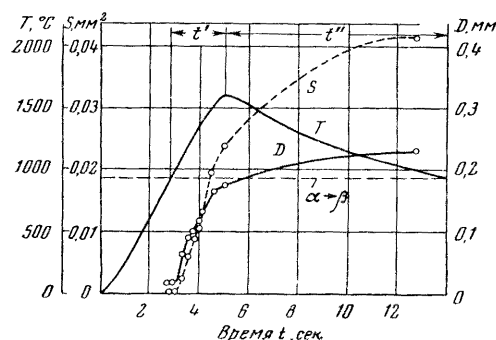


Рис. 59. Кинетика роста площади S и диаметра D зерна β -фазы в техническом титане ИМП-1А в условиях термического цикла околосварочной зоны (методика ИМЕТ-1); цикл соответствует однопроводной сварке титана толщиной 3 мм под флюсом

охлаждения может привести, наоборот, к резкому повышению температуры завершения роста зерна (см. рис. 49, б). Только при весьма медленных нагреве и охлаждении, характерных для условий электрошлаковой сварки, рост зерна начинается при нагреве и прекращается при охлаждении примерно при одинаковых температурах. При этом в сталях с сильными карбидообразующими элементами относительная роль стадии охлаждения в росте зерна возрастает (см. кривые для циклов А1 на рис. 48, б и 49, б).

В титане дополнительной особенностью кинетики роста зерна, как было показано в § 8 гл. III, является наличие двух температурных интервалов интенсивного роста зерна, между которыми процесс резко замедляется (см. рис. 53 и 59).

§ 11. Влияние параметров термического цикла сварки и состава сталей на рост зерна

Процесс роста зерна неразрывно связан с предшествующими ему процессами образования аустенита и его гомогенизации. Поэтому основным параметром термического цикла сварки, определяющим температуру начала интенсивного роста зерна $T_{н.и.р.}$, является скорость нагрева W_n . За $T_{н.и.р.}$ условно принята температура, при которой средний диаметр зерна D достигает 0,05 мм. Анализ данных рис. 48, 49 и 58 показывает, что $T_{н.и.р.}$, как правило, для всех исследованных сталей соответствует примерно этому значению D . С увеличением W_n происходит последовательное повышение критической точки A_c и температуры $T_{н.и.р.}$ (табл. 16). При этом для всех сталей, не содержащих сильных карбидообразующих элементов (Mo, W, V), характерно одновременное расширение интервала между температурами $T_{н.и.р.}$ и A_{c_2} . Осо-

Таблица 16

Влияние скорости нагрева W_n на критическую точку A_{c_3} и температуру начала интенсивного роста зерна $T_{н.и.р.}$ ряда сталей

Марка стали *	Характеристические параметры **	Температура, °C		
		скорость нагрева W_n , град/сек		
		6—8	40—50	250—300
45	A_{c_3}	820	835	860
	$T_{н.и.р.}$	1060	1100	1150
	ΔT	240	270	290
23Г	A_{c_3}	810	850	890
	$T_{н.и.р.}$	1000	1080	1150
	ΔT	190	230	260
40X	A_{c_3}	775	800	850
	$T_{н.и.р.}$	1010	1090	1180
	ΔT	235	290	330
12XН2	A_{c_3}	800	830	875
	$T_{н.и.р.}$	980	1010	1060
	ΔT	180	180	185
35XГСА	A_{c_3}	790	835	890
	$T_{н.и.р.}$	1080	1140	1200
	ΔT	290	305	310
20X2МФ	A_{c_3}	880	930	1000
	$T_{н.и.р.}$	1050	1080	1120
	ΔT	170	150	100
18X2ВФ	A_{c_3}	860	930	1020
	$T_{н.и.р.}$	1140	1190	1270
	ΔT	280	260	250

* В исходном состоянии все стали, кроме 45 и 12XН2, имели структуру сорбита после закалки и высокого отпуска; сталь 45 имела феррито-перлитную структуру после нормализации; сталь 12XН2 была в состоянии после проката (см. также табл. 13 и 15).

** $\Delta T = T_{н.и.р.} - A_{c_3}$.

бенно резко этот интервал расширяется в сталях с высоким содержанием углерода (стали 45 и 40X). Интервал $T_{н.и.р.} - A_{c_3}$ примерно соответствует температурному интервалу первого периода гомогенизации аустенита (см. табл. 15 и 16). В сталях 20X2МФ и 18X2ВФ увеличение W_n приводит, наоборот, к уменьшению обоих этих интервалов, что обусловлено недостатком времени для растворения устойчивых карбидов.

С целью изучения особенностей роста зерна и распределения конечных его размеров по ширине всей зоны полной перекристаллизации в зависимости от параметров термического цикла сварки (T_{max} , t' и t'') автором, Б. А. Смирновым и В. Д. Кодоловым [115, 117] были проведены исследования на сталях марок 45, 23Г, 40X, 25Н3, 12XН2, 20XГС, 35XГСА, 36ГНА, 20НГМ и 18X2ВФ по методике валиковой пробы (режимы см. в табл. 6). Кроме того, для трех из этих сталей (45, 23Г и 18X2ВФ) были дополнительно проведены исследования на образцах ИМЕТ-1 с неравномерным нагревом. Параметры нагрева изменяли в пределах, указанных в § 10.

Из основных параметров термического цикла сварки наибольшее влияние на размер зерна оказывает максимальная температура T_{max}

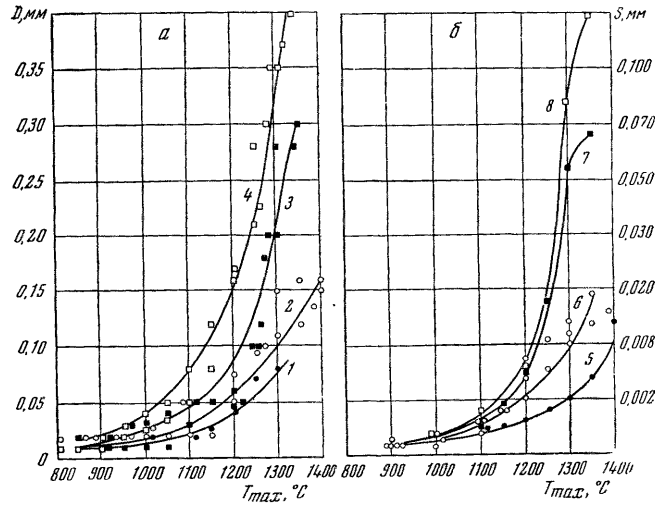


Рис. 60. Влияние максимальной температуры T_{\max} цикла и средней длительности t' нагрева от $A_{c_2}^*$ до 1350° на средний диаметр D и площадь S зерна аустенита в зоне перекристаллизации; скорости нагрева W_n соответствуют длительностям t' для средних сечений образцов с неравномерным нагревом (метод закалки);

a — сталь 45; b — сталь 18X2BF;

Параметр	Номер кривой							
	1	2	3	4	5	6	7	8
W_n , град/сек	1400	300	35	7,5	1750	300	20	3,6
t' , сек	0,4	2,5	20	65	0,4	2,1	40	120

(рис. 60 и 61). Характерно поведение сталей с сильными карбидообразующими элементами (например, 18X2BF) по сравнению со сталями 45 и 23Г. В сталях первой группы резкое увеличение размера зерна имеет место при нагреве до T_{\max} 1200—1250°, при которых особенно интенсифицируется процесс растворения карбидов; в сталях второй группы размер зерна изменяется менее резко и рост его начинается при нагреве до более низких T_{\max} (1000—1050°).

Наглядное представление о характере распределения размера зерна в зоне перекристаллизации в зависимости от погонной энергии q/v дает рис. 61 для сталей 45 и 23Г. Ширина участка зоны перекристаллизации с зерном определенного размера (например, 0,1 мм — табл. 17) зависит прежде всего от погонной энергии, а также от индивидуальных особенностей (наследственных свойств) стали в отношении склонности к росту зерна. У стали 45 ширина этого участка значительно больше, чем у стали 18X2BF, особенно при наплавке на больших погонных энергиях дуги.

При малых погонных энергиях размер зерна и характер его распределения в зоне перекристаллизации разных сталей практически одинаковы, что обусловлено рядом факторов: малым начальным размером зерна

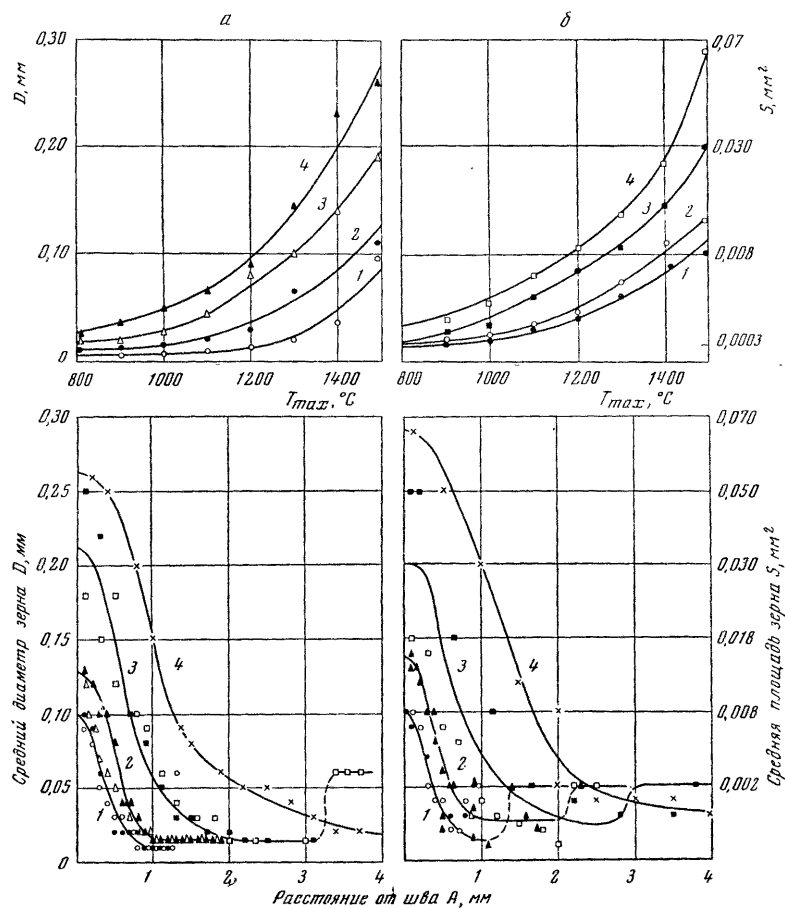


Рис. 61. Влияние максимальной температуры T_{max} цикла и суммарной длительности $t' + t''$ на средний диаметр D и площадь S зерна аустенита и характер их распределения по ширине зоны перекристаллизации образцов валиковой пробы. Указанные погонные энергии дуги q/v соответствуют суммарной длительности $t' + t''$ пребывания выше A_0 металла околошовной зоны с $T_{max} = 1450^\circ$ (W_n , t' и W_0 см. в табл. 6):
 а — сталь 45; б — сталь 23Г;

Параметр	Номер кривой			
	1	2	3	4
q/v , ккал/см	2900	4900	6800	12000
$t' + t''$, сек	7,5	8,4	12,5	25,7

Таблица 17
Влияние состава стали на ширину участка околошовной
зоны (в мм) с крупным зерном (средний диаметр
 $D \geq 0,1$ мм) при наплавке на листы толщиной 16 мм
с разной погонной энергией дуги

Марка стали	Погонная энергия q/v , ккал/см			
	2,9	4,9	6,5	12,0
45	0,1	0,3	0,8	1,6
23Г	0,1	0,4	0,7	1,2
18Х2ВФ	0,1	0,2	0,3	0,9

аустенита из-за больших скоростей нагрева; тормозящим действием карбидных и других дисперсных частиц и сегрегатов; ограничением диффузионных процессов по времени; высоким градиентом температур в пределах зоны, прилегающей к шву.

Интенсивный рост зерна начинается в участках зоны перекристаллизации, нагреваемых до $T_{\max} = 1200-1300^\circ$, и развивается особенно энергично в зоне с $T_{\max} = 1350-1450^\circ$. Например, для стали 45 при $q/v = 12$ ккал/сек зона с размером зерна от 0,22 до 0,28 мм (зерно № 1 по ГОСТ 5639-51) имеет ширину 0,8 мм и соответствует T_{\max} от 1370 до 1450° . Для стали 23Г при тех же условиях зона с размером зерна от 0,22 до 0,28 мм имеет ширину 0,7 мм и соответствует T_{\max} от 1400 до 1450° .

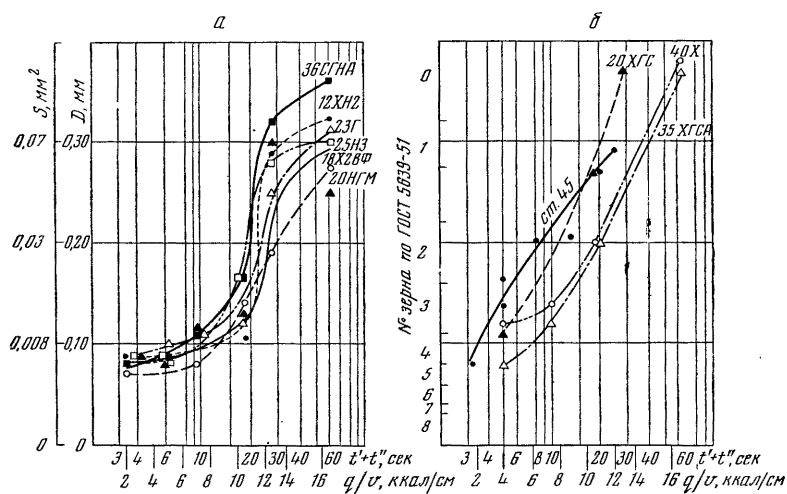


Рис. 62. Зависимость средней площади S и диаметра D зерна аустенита в околошовной зоне ряда сталей при наплавке валиков на лист толщиной 16 мм от погонной энергии дуги q/v и суммарной длительности $t'+t''$ пребывания металла выше A_c :
а — стали с мелким природным зерном; б — стали с крупным природным зерном (см. также табл. 5 и рис. 25)

Таким образом, околошовная зона (т. е. участок с 2—4 рядами наиболее крупных зерен) ограничена некоторым интервалом максимальных температур нагрева, верхний предел которого соответствует температуре солидуса, а нижний изменяется в зависимости от склонности стали к росту зерна. Примерное значение нижнего предела составляет 1300—1350°.

Влияние величины погонной энергии дуги на рост зерна в околошовной зоне на примере данных валиковой пробы для сталей 45, 23Г, 40Х, 12ХН2, 20ХГС, 35ХГСА, 18Х2ВФ, 20НГМ и 36СГНА показано на рис. 62. Так как перепад максимальной температуры в околошовной зоне оценивается не более 100—150°, то параметром, определяющим рост зерна, является суммарная длительность $t' + t''$, связанная с величиной погонной энергии q/v . Исследованные стали делятся на две характерные группы. В первой из них (рис. 62, а) на кривых изменения размера зерна наблюдаются три отчетливо выраженных периода: 1) инкубационный, длительностью до 10 сек; 2) интенсивного роста, от 10 до 30 сек; 3) замедления роста, от 30—40 сек и выше.

Вторая группа сталей (рис. 62, б) характеризуется отсутствием четко выраженного инкубационного периода (по-видимому, он настолько краток, что не улавливается) и почти прямолинейной зависимостью размера зерна от длительности $t' + t''$. В исследованных пределах изменения $t' + t''$ (до 60 сек) в этих сталях период замедления роста не наблюдается. По данным Г. Н. Клебанова и автора [107, 124], полученным с помощью методики ИМЕТ-1 (см. § 10), замедление роста зерна становится заметным при $t' + t'' > 60—1000$ сек (рис. 63).

Очевидно, стали первой группы (кроме 36СГНА) могут быть отнесены к мелкозернистым с ограниченной склонностью к росту зерна, а стали второй группы (включая 36СГНА) — к крупнозернистым с повышенной склонностью к росту зерна.

Если сопоставить размер зерна в околошовной зоне исследованных сталей по данным валиковой пробы (см. рис. 61 и 62) и методики ИМЕТ-1 (см. рис. 48, 49, 58 и 63) для одинаковых значений $t' + t''$, то можно к группе с повышенной склонностью к росту зерна отнести стали 45, 20ХГС, 40Х, 36СГНА, 35ХГСА, а к группе с ограниченной склонностью — стали

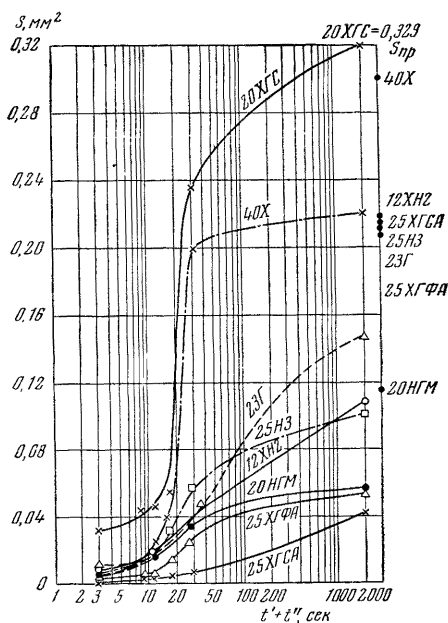


Рис. 63. Влияние длительности t'' пребывания околошовной зоны выше A_c при охлаждении на площади S зерна аустенита ряда сталей; $T_{max} = 1350^\circ$; $t' = 1,5$ сек (методика ИМЕТ-1):

$S_{пр}$ — предельная площадь зерна в условиях изотермической выдержки при 1350°

12ХН2, 23Г, 25Н3, 20НГМ, 25ХГФА, 25ХГСА, 20Х2МФ, 18Х2ВФ. Основной причиной более высокой склонности к росту зерна сталей первой группы является повышенное содержание в них углерода. Исключение составляет сталь 20ХГС, в которой рост зерна оказался более резким не только в сравнении со сталью 25ХГСА, но и с 35ХГСА. Подобную аномалию объяснили данные анализа этих сталей на неметаллические включения, который показал, что в стали 20ХГС включений было значительно меньше, чем в двух последних. Среди сталей второй группы наименее подвержены росту зерна при сварке стали, содержащие элементы, обра-

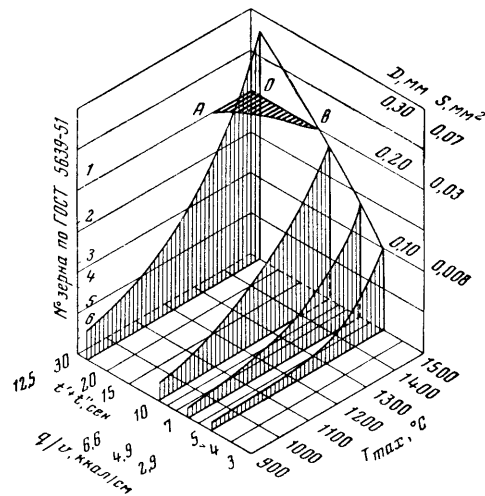


Рис. 64. Диаграмма изменения среднего диаметра D и площади S зерна в зоне перекристаллизации стали 45 в зависимости от максимальной температуры T_{\max} нагрева, длительности $t' + t''$ пребывания околошовной зоны выше A_{c_3} и погонной энергии дуги q/v при наплавке валиков на пластины толщиной 16 мм. Длительности $t' + t''$ приведены для $T_{\max} = 1350-1400^\circ$.

зующие устойчивые карбиды (Mo, W и особенно V) и повышающие энергию активации самодиффузии железа. Положительное влияние оказывает понижение содержания углерода и легирование хромом и никелем. Следует отметить также отрицательное влияние грубой исходной феррито-перлитной структуры стали 12ХН2 с четко выраженной текстурой прокатки. Из-за такой структуры эта сталь, несмотря на самое низкое содержание углерода, оказалась в сравнении с остальными сталями второй группы наиболее склонной к росту зерна при сварке на мощных режимах. По-видимому, это связано с интенсивными рекристаллизационными процессами в температурном интервале фазовых превращений $A_{c_1}-A_{c_3}$, которые в частности обусловили самую низкую температуру начала интенсивного роста зерна у этой стали (см. табл. 16).

По данным валиковой пробы можно для технологических целей построить обобщенные в параметрах термических циклов (T_{\max} и $t' + t''$) диаграммы роста зерна в зоне перекристаллизации при сварке по аналогии с классическими диаграммами рекристаллизации. Пример такой диаграммы для стали 45 приведен на рис. 64. Здесь значения $t' + t''$ связаны

с изменением погонной энергии дуги q/v при наплавке валиков на листы толщиной 16 мм и условно взяты для $T_{\max}=1350-1400^\circ$, т. е. для околошовной зоны. Плоскостью OAB отсечена область, соответствующая размеру зерна, выше которого обнаруживается перегрев металла в околошовной зоне и падение ударной вязкости. Подобные диаграммы могут быть использованы для примерного расчета размера зерна в околошовной зоне или выбора режимов сварки и наплавки. Если необходимо использовать данные этой диаграммы для оценки размера зерна при наплавке или сварке сталей другой толщины, то связь между параметрами термического цикла и режима сварки можно установить, пользуясь тепловыми расчетами на основе схем распространения теплоты быстро движущихся сосредоточенных источников [70].

Представляет интерес оценить относительное влияние длительностей t' и t'' на конечный размер зерна в различных по составу сталях и при разных способах сварки и наплавки. Влияние длительности t' пребывания металла выше A_c при нагреве обратно влиянию скорости нагрева W_n и сказывается тем сильнее, чем выше максимальная температура нагрева (см. рис. 60). При максимальных температурах нагрева, характерных для околошовной зоны ($1300-1400^\circ$), интенсивный рост зерна начинается во всех сталях при длительности t' более 1—3 сек. Индивидуальные особенности сталей в отношении их склонности к росту зерна в околошовной зоне проявляются при длительности t' выше 3—4 сек. При этом характерно, что в области температур нагрева выше 1300° рост зерна у стали 18Х2ВФ менее значителен, чем у стали 45, при одинаковой длительности t' .

Сравнивая изменение величины зерна в зависимости от T_{\max} в образцах с неравномерным нагревом и в образцах валиковой пробы на примере сталей 45 и 23Г при t' (на рис. 60), равной $t' + t''$ (на рис. 61), можно еще раз убедиться в том, что в процессе нагрева рост зерна протекает более интенсивно, чем при охлаждении.

Анализ влияния длительности t'' пребывания околошовной зоны выше A_c в период охлаждения при малой постоянной длительности t' (1,5 сек) показывает (см. рис. 63), что при t'' до 10 сек рост зерна при $T_{\max}=1300^\circ$ незначителен. С увеличением t'' от 20 до 70 сек размер зерна резко возрастает, а при дальнейшем увеличении t'' размер зерна изменяется мало. Однако необходимо учитывать, что при однопроходной сварке и наплавке отношение $t'' : t'$ обычно колеблется в пределах от 3 до 4 и практически мало зависит от толщины металла, погонной энергии дуги и способа сварки (см. табл. 2). Этим условиям данные рис. 63 удовлетворяют только при $t' + t'' < 10$ сек, т. е. для режимов однопроходной сварки листов толщиной не более 5—8 мм и наплавки на малых погонных энергиях, когда индивидуальные особенности сталей в отношении склонности к росту зерна еще не проявляются и на размер зерна основное влияние оказывает t' (или W_n).

Для $t' + t'' \gg 10$ сек при $t'' : t' \gg 4$ термические циклы, при которых получены данные рис. 63, соответствуют различным случаям сварки и наплавки с общим высоким предварительным подогревом или в условиях резко выраженного влияния краевого эффекта, связанного с ограниченностью размеров свариваемых изделий (см., например, табл. 7). Для этих случаев определяющее влияние на конечный размер зерна может оказывать t'' . Резкое возрастание размера зерна при $t'' > 20 \div 30$ сек и $t'' : t' > 10 \div 20$ *, особенно в сталях, весьма склонных к росту зерна

* Этим значениям длительности t'' и отношения $t'' : t'$ соответствуют, например, следующие температуры подогрева: от 500 до 300° при сварке листов толщиной от 1 до 5 мм; от 700 до 300° при наплавке на листы толщиной от 10—14 до 30—50 мм при погонной энергии $q/v=2 \div 5$ ккал/см.

(40X, 45, 20ХГС и др.), может привести к перегреву и другим видам хрупкости. Поэтому для этих сталей температуру предварительного подогрева, применяемого, например, с целью ограничения закалочных явлений и предупреждения холодных трещин, следует строго обосновать и стремиться выбирать по возможности невысокой.

При однопроходной автоматической сварке листов толщиной 10—30 мм и наплавке на листы средней (≥ 15 мм) и большой (≥ 30 мм) толщины при средних и высоких значениях погонной энергии дуги (соответственно $q/v > 6$ и 15 ккал/см; $t' + t'' = 20 \div 150$ сек) начинают в существенной мере проявляться индивидуальные особенности сталей к росту зерна (см. рис. 58 и 62, а также рис. 48 и 49, циклы А2 и А3). При этом в сталях с сильными карбидообразующими элементами конечный размер зерна определяется все-таки в основном длительностью t' . В сталях же, не содержащих элементов, образующих устойчивые карбиды, а также в углеродистых сталях, наоборот, резко возрастает роль длительности t'' . Особенно четко это заметно при сварке на более жестких режимах.

При электрошлаковой сварке стали толщиной 50—300 мм ($t' + t'' = 200 \div 2000$ сек) наблюдается обратная закономерность. Например, в условиях термического цикла электрошлаковой сварки зерно в стали 45 вырастает в основном за период нагрева, тогда как в стали 20Х2МФ оно увеличивается при охлаждении примерно на такую же величину, как и при нагреве. Эти различия в поведении сталей при однопроходной сварке, возникающие при переходе от средней к весьма большой толщине металла, обусловлены резким изменением скоростей нагрева (от 200—50 до 7—2 град/сек) и связанных с ними условиями растворения карбидов и сегрегатов.

§ 12. Сопоставление склонности сталей к росту зерна при сварке и изотермическом нагреве

Определение склонности стали к росту зерна в условиях сварки имеет существенное значение с точки зрения оценки ее свариваемости. Поэтому представляет интерес сопоставить результаты оценки склонности сталей к росту зерна по ГОСТ в изотермических условиях и при сварке по методике ИМЕТ-1 и валиковой пробы и сделать выводы о применимости изотермического метода для оценки склонности стали к росту зерна при сварке.

Склонность стали к росту зерна по ГОСТ 5639-61 оценивают по размеру зерна, достигаемому после изотермической выдержки при $930^\circ (\pm 10^\circ)$ в течение 3 час. Кроме этого стандартного режима, был применен также режим нагрева до $1300^\circ (\pm 20^\circ)$. В обоих случаях образцы после трехчасовой выдержки закалывали в воду. Размер зерна сравнивали с зерном в околошовной зоне образцов валиковой пробы толщиной 16 мм при погонной энергии $q/v = 2$ и 17 ккал/см (рис. 65).

По результатам стандартного метода (930° , 3 час) к природно мелкозернистым могут быть отнесены стали 36СГНА, 25НЗ, 18Х2ВФ, 40Х, у которых размер зерна не превышает балла № 5, а к крупнозернистым — стали 45, 23Г и 12ХН2. Изотермический нагрев при 1300° выявляет наиболее мелкое зерно в сталях 36СГНА, 25НЗ, 23Г и 12ХН2. По данным валиковой пробы при $q/v = 2$ ккал/см размер зерна в околошовной зоне всех сталей практически одинаков, а при $q/v = 17$ ккал/см индивидуальные особенности сталей уже проявляются, но не так резко, как при изотермическом нагреве. Это объясняется тем, что в условиях сварки зерна аустенита не достигают своих предельных размеров, особенно при малой погонной энергии дуги.

Приведенные данные свидетельствуют о непригодности стандартного метода для оценки склонности сталей к росту зерна при сварке. Выдержка

при 1300° дает результаты, качественно сравнимые с данными валиковой пробы при высоких q/v . Однако при этом режиме изотермического нагрева склонность сталей к росту зерна проявляется более резко, чем при данных условиях сварки. По-видимому, применение изотермического нагрева при 1300° для оценки склонности сталей к росту зерна при сварке может дать положительные результаты при соответствующем подборе длительности выдержки.

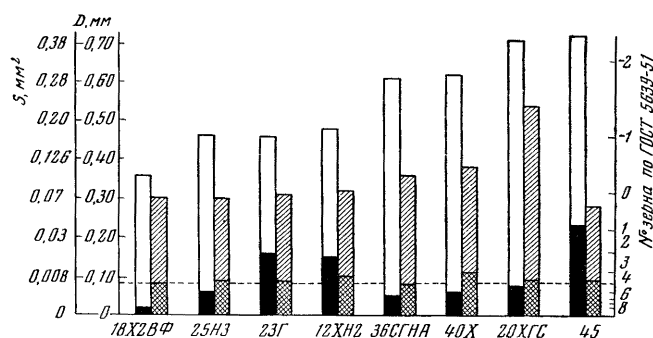


Рис. 65. Сопоставление склонности сталей к росту зерна при наплавке валиков на пластины толщиной 16 мм с различными значениями погонной энергии дуги q/v и в условиях изотермической выдержки при 930 и 1300°:
 белые столбики — изотермический нагрев 1300°, 3 час; черные — то же, при 930°;
 косая штриховка — валиковая проба при $q/v = 17$ ккал/см; штриховка в клетку — то же, при $q/v = 2$ ккал/см.

В заключение следует отметить, что кинетика роста зерна в условиях термического цикла сварки и закономерности изменения размера зерна в зависимости от длительности $t' + t''$ по своему характеру аналогичны кинетике роста зерна в изотермических условиях. Таким образом, рост зерна в условиях термического цикла сварки, особенно при больших длительностях $t' + t''$, можно представить как процесс, стремящийся к предельному состоянию, которое может быть достигнуто при длительной изотермической выдержке при максимальной температуре (1300—1400°) сварочного цикла в околосварочной зоне.

§ 13. Влияние параметров термического цикла сварки и состава сплавов титана на рост зерна

Исследования автором и Г. В. Назаровым марки технического титана отличались в основном содержанием O_2 и N_2 и методом получения (табл. 18). Исходное состояние всех сплавов было после прокатки. Подробный химический состав и методы получения сплавов указаны в приложении ПА.

Конечные размеры зерен в табл. 18 определены на образцах, закаленных в воду с максимальной температурой цикла.

Нагрев образцов ИМЕТ-1 из этих сплавов по термическому циклу рис. 59 с последующим охлаждением с различными скоростями выявил весьма существенное задерживающее влияние кислорода и азота на рост зерна как при нагреве, так и при охлаждении (рис. 66, а).

По мере снижения содержания газов склонность титана к росту зерна прогрессивно возрастает. Несколько меньшая склонность титана ИМП-1А к росту зерна в сравнении с немного более чистым по газам титаном ВТ1Д,

Таблица 18

Влияние чистоты технического титана по O_2 и N_2 на размер зерна в околшовоной зоне к концу периода нагрева образцов ИМЕТ-1 по термическому циклу, соответствующему однопроходной сварке листов толщиной 2,5–3 мм (см. цикл на рис. 59)

Марка титана	Содержание $O_2 + N_2$, %	Максимальная температура нагрева T_{max} , °C	Размер зерна D, S			
			начальный		конечный	
			D , мм	S , мм ²	D , мм	S , мм ²
ИМП-1	0,55	1550	0,018	0,00026	0,031	0,00071
ИМП-1А (1)	0,35	1600	0,015	0,00018	0,12	0,012
ИМП-1А	0,25	1550	0,02	0,00032	0,15	0,018
ВТ1Д	0,30	1600	0,03	0,0007	0,32	0,083
ВТ1	0,18	1550	0,025	0,00049	0,55	0,25

по-видимому, обусловлена влиянием содержания поверхностноактивного элемента — кальция, а также наличием тонких неметаллических включений, неизбежных при порошковом методе производства заготовок под прокатку.

Склонность кондиционного технического титана ВТ1 к росту зерна при сварке в условиях, сопоставимых как по толщине свариваемых листов, так и по параметрам термических циклов, в 2–3 раза больше, чем у углеродистой стали 45. Повышенная склонность β -фазы титана к росту зерна в сравнении с γ -железом и его углеродистыми сплавами обусловлена значительно меньшей энергией активации самодиффузии. По данным работы [469], энергия активации самодиффузии для β -фазы титана примерно в четыре раза меньше, чем для γ -железа.

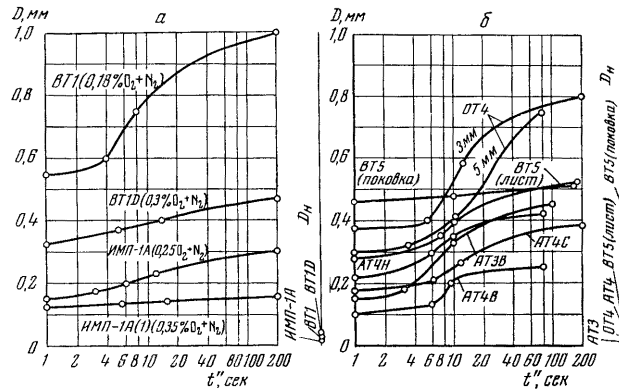


Рис. 66. Влияние длительности t'' пребывания околшовоной зоны при охлаждении выше температуры конца $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения на диаметр D зерна β -фазы технического титана с различным содержанием газов (а) и его α - и $\alpha + \beta$ -сплавов (б). Нагрев по циклу рис. 59. ($W_{II} = 350$ град/сек, $T_{max} = 1500-1600^\circ$, $t' = 2,2$ сек), охлаждение с разными W_0 (от 600 до 1 град/сек)

D_{II} — средний диаметр начального зерна (методика ИМЕТ-1)

При повышенном содержании газов в техническом титане размер зерна в околошовной зоне определяется в основном длительностью t' (см., например, рис. 53 и 66, а). Длительность t' оказывает на размер зерна второстепенное влияние. При малом содержании газов в основном металле роль длительности t'' возрастает. Наиболее резко размер зерна возрастает с увеличением t'' от 4 до 30 сек, что соответствует изменению толщины металла от 2 до 15 мм при однопроводной сварке. Таким образом, имеет место та же тенденция, что и для углеродистых сталей при сварке металла малой и средней толщины, в сравнении со сталями, легированными карбидообразующими элементами.

Увеличение длительности t'' приводит, кроме того, к изменению строения α' -структуры, которое выражается в утолщении и удлинении среднего размера игл (пластинок) α' -фазы. Например, с ростом t'' от 8 до 200 сек средняя длина игл α' -фазы увеличивается от 0,041 до 0,136 мм, а толщина — от 0,004 до 0,067 мм. Это явление следует связывать с изменениями тонкой структуры β -фазы в процессе собирательной рекристаллизации, которые выражаются в росте блоков и субзерен.

Характерно, что с увеличением t'' твердость α' -фазы при закалке в воду с температур, немного выше верхней границы интервала $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения, возрастает с 260 до 275 НВ. Это обусловлено повышением степени гомогенизации β -фазы по O_2 и N_2 .

Влияние легирующих элементов на склонность титана к росту зерна при сварке было изучено автором и Г. В. Назаровым на сплавах трех систем: Ti—Al (BT5), Ti—Al—Mn (OT4) и Ti—Al—Cr—Si—Fe—В (AT3В, AT4Н, AT4С, AT4В) (табл. 19). Сплавы последних двух систем отличались друг от друга содержанием не только алюминия, но и других легирующих элементов. Листы сплава OT4 имели толщину 3 и 5 мм, причем тонкие

Т а б л и ц а 19

Влияние алюминия, β -стабилизирующих элементов и бора на размер зерна в околошовной зоне некоторых сплавов титана к концу периода нагрева образцов ИМЕТ-1 по термическому циклу, соответствующему однопроводной сварке листов толщиной 2,5—3 мм (см. цикл на рис. 59)

Марка сплава	Толщина листа, мм	Состав *, %				Максимальная температура нагрева T_{max} , °C	Размер зерна			
		Al	Mn	Si Cr+Fe+ V (по рас- чету)	начальный		конечный **			
					D, мм		S, мм ²	D, мм	S, мм ²	
BT1	2	—	—	0,45	—	1550	0,025	0,00049	0,55	0,25
BT5	3	5,0	—	0,39	—	1550	0,05	0,002	0,29	0,066
BT5	Поковка	5,0	—	0,39	—	1600	0,45	0,16	0,47	0,17
OT4		3	3,0	2,0	0,40	—	1600	0,025	0,00049	0,39
OT4	5	2,8	1,2	0,35	—	1600	0,025	0,00049	0,30	0,071
AT3В	3	3,42	—	2,28	0,01	1550	0,02	0,00032	0,15	0,018
AT4Н	3	4,06	—	0,62	0,01	1600	0,05	0,002	0,22	0,038
AT4С	3	4,32	—	1,28	0,01	1600	0,05	0,002	0,18	0,026
AT4В	3	5,22	—	2,74	0,01	1600	0,035	0,00096	0,10	0,0078
AT4В (без бора)	3	5,05	—	2,68	—	1600	0,025	0,00049	0,22	0,038

* В сплавах BT1, BT5 и OT4 хрома нет; кремний отнесен к β -стабилизирующим элементам условно; подробный химический состав приведен в приложении ПБ.

** Конечные размеры зерен определены на образцах, закаленных в воду с максимальной температуры цикла.

листы имели более высокое содержание Mn и Al. Сплав ВТ5 был исследован как в виде листов толщиной 3 мм, так и в виде поковки. Все остальные сплавы были в виде листов толщиной 3 мм. Содержание кислорода и азота во всех сплавах было таким же, как в титане ВТ1, и практически постоянным (в сумме 0,15—0,19%). С целью проверки влияния бора на рост зерна была выплавлена специальная плавка без бора, близкая по составу к сплаву АТ4В.

Анализ данных табл. 19 и рис. 66, б показывает, что легирование титана алюминием в количестве 5% существенно снижает склонность к росту зерна как при нагреве, так и при последующем охлаждении. Размер зерна листового сплава ВТ5 к концу нагрева по циклу рис. 59 оказывается примерно в два раза меньше, чем у технического титана ВТ1 (см. табл. 18 и 19). Такая разница в размерах зерен сохраняется и при самом медленном охлаждении ($t''=200$ сек; рис. 66, б). Подобное влияние алюминия на склонность титана к росту зерна в настоящее время можно объяснить только повышением температуры рекристаллизации α -фазы при нагреве, а также расширением температурного интервала $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения и смещением его в область более высоких температур в соответствии с диаграммой состояния Ti—Al. Отнести этот эффект за счет торможения самодиффузии атомов титана в β -фазе нельзя, так как некоторые косвенные данные (изменение модуля упругости и механических свойств), наоборот, свидетельствуют о снижении энергии связи атомов титана в β -фазе в присутствии алюминия. Прямых данных о влиянии алюминия на характеристики самодиффузии титана в литературе еще нет.

На примере сплава ВТ5 можно также видеть существенное влияние степени деформации α -фазы на рост зерна. Сплав ВТ5 с крупным исходным зерном (поковка) оказался практически не склонным к росту зерна из-за малой степени деформации и интенсивного развития рекристаллизации обработки при температурахковки. Исходный размер зерна этого сплава в состоянии послековки (0,45 мм) был практически близок к тому пределу, до которого в условиях медленного охлаждения при сварке ($t''=40 \div 100$ сек) выросло зерно деформированного прокаткой листового сплава с исходным размером зерна 0,05 мм (см. рис. 66, б).

Марганец оказывает действие, противоположное алюминию. Сплав ОТ4 толщиной 3 мм, содержащий в сумме Al и Mn столько же, сколько сплав ВТ5 одного Al, оказался более склонным к росту зерна. Уменьшение содержания Mn в сплаве ОТ4 с 2 до 1,2%, даже при немного меньшем количестве Al (на 0,2%), понизило интенсивность роста зерна.

Дополнительное легирование сплава ВТ5 хромом и железом (сплав АТ4В без бора) немного снижает склонность к росту зерна. Положительная роль этих β -стабилизаторов подтверждается также и при сравнении склонности к росту зерна сплавов АТ4Н и АТ4С. Для анализа влияния Si на рост зерна данных еще недостаточно. Что же касается Cr и Fe, то в качестве причины их положительного действия (в отличие от Mn) можно предположить повышение энергии активации самодиффузии β -фазы титана при легировании этими элементами (особенно Cr).

Однако наиболее сильное задерживающее влияние на рост зерна оказывает бор. Введение бора в сплав АТ4В в два раза уменьшает размер зерна к концу нагрева (см. табл. 19), что следует отнести за счет сегрегации бора по границам зерен. Таким образом, комплексное легирование титана Al, Cr, Fe и B позволяет получить $\alpha+\beta$ -сплавы, весьма мало склонные к росту зерна при сварке.

Следует отметить также, что индивидуальные особенности сплавов титана в отношении склонности к росту зерна достаточно четко проявляются уже при сварке относительно тонких листов (3 мм и более, при $t'+t'' > 40 \div 15$ сек), тогда как у сталей это наблюдается только при

сварке металла средней толщины (10 мм и более, при $t' + t'' > 20 \div 30$ сек). Такая значительная разница в реакции сплавов титана, выплавленных на чистой губке (ТГО и ТГОО), на термический цикл сварки в сравнении со сталями обусловлена весьма высокой склонностью самого титана к росту зерна.

§ 14. Общая характеристика изменения состояния аустенита в околошовной зоне углеродистых и легированных сталей при различных способах сварки

Как было показано выше, воздействие термического цикла сварки на состояние аустенита (в периоды нагрева и охлаждения) выражается в том, что достигается определенная степень гомогенизации и происходит больший или меньший рост зерна. Влияние параметров термического цикла сварки на эти изменения наиболее резко сказывается в околошовной зоне, поэтому принято оценивать состояния аустенита именно на этом участке зоны перекристаллизации.

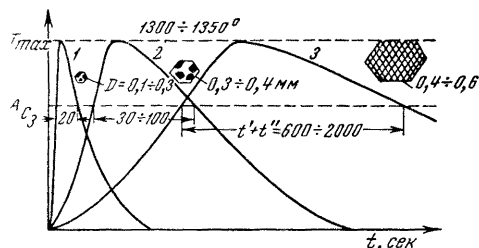


Рис. 67. Схема изменения размера зерна и степени гомогенизации аустенита по углероду при однопроходной дуговой и электрошлаковой сварке:

- 1 — ручная и автоматическая сварка стали толщиной до 10 мм;
2 — автоматическая сварка под флюсом стали толщиной 15—25 мм; 3 — электрошлаковая сварка стали толщиной 100—300 мм

При ручной или автоматической сварке стали небольшой толщины (до 10 мм) из-за высоких скоростей нагрева и малой длительности пребывания околошовной зоны в области температур выше A_{c3} ($t' + t'' < 20$ сек) степень гомогенизации аустенита по углероду мала и в значительной мере зависит от химического состава и структуры стали (рис. 67, цикл 1). В углеродистых сталях она все-таки выше, чем в легированных особенно сильными карбидообразующими элементами. Рост зерна во всех исследованных сталях ограничен и индивидуальные особенности сталей в отношении склонности к росту зерна достаточно четко не проявляются.

Однако в сталях с повышенным содержанием углерода рост зерна более заметен, чем в остальных.

При автоматической сварке под флюсом сталей толщиной 15—25 мм (см. рис. 67, цикл 2) вследствие большой длительности $t' + t''$ (30—100 сек) проявляются индивидуальные особенности стали в отношении склонности к росту зерна и происходит значительное увеличение размера зерна (до 0,3—0,4 мм). При этом в углеродистых сталях достигается высокая степень гомогенизации аустенита, а в легированных меньшая, но все-таки довольно значительная.

При электрошлаковой сварке сталей большой толщины (100—300 мм) длительность $t' + t''$ весьма велика (600—2000 сек) и степень гомогенизации аустенита очень высока во всех сталях, а размер зерна приближается к предельному, соответствующему условиям роста при изотермической выдержке по температуре, близкой к максимальной температуре термического цикла (см. рис. 67, цикл 3).

Таким образом, в отличие от печной термообработки, при которой в начальный момент вторичной кристаллизации (при охлаждении) аустенит характеризуется сравнительно мелким зерном и высокой степенью гомогенизации, в условиях термического цикла сварки состояние аустенита в зоне перекристаллизации, особенно в околошовном ее участке, может быть весьма различным и в значительной мере определяется технологией и режимом сварки.

Это состояние аустенита наряду с условиями его последующего охлаждения определяет степень его устойчивости и особенности кинетики его превращения при сварке.

**ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ ТИТАНА
В УСЛОВИЯХ НЕПРЕРЫВНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ
ПРИ СВАРКЕ**

**§ 1. Особенности фазовых превращений
в условиях непрерывного охлаждения**

В гл. I процессы зарождения и роста новой фазы, определяющие кинетику фазовых превращений, были рассмотрены применительно к изотермическим условиям. В реальных условиях термообработки и особенно сварки фазовые превращения в подавляющем большинстве случаев протекают при непрерывном охлаждении. Наблюдаемые при этом существенные изменения в кинетике фазовых превращений зависят от степени отклонения системы от равновесия и обусловлены в основном незавершенностью процессов диффузии или полным их подавлением, если скорости изменения температуры достаточно велики.

Рассмотрим влияние скорости охлаждения на отклонение от равновесия двухкомпонентной системы с полиморфным превращением (рис. 68). Если сплав концентрации C охлаждать с такой малой скоростью ($W \rightarrow 0$), чтобы при каждой данной температуре было возможно установление физико-химического равновесия фаз, то, очевидно, состав и количество исходной (γ) и новой (α) фаз при любой температуре в пределах двухфазной области не будут отличаться от тех, которые могут быть получены в условиях последовательных длительных изотермических выдержек при ступенчато понижающихся температурах. В реальных условиях с увеличением скорости охлаждения ($0 < W_1 < W_{II}$) температура начала заметного превращения снижается ($T_n > T_{nI} > T_{nII}$) в связи с трудностью образования устойчивых зародышей и их роста, что обусловлено недостатком времени для реализации процессов диффузии. Однако наличие гистерезиса у диффузионных превращений в неравновесных условиях (при непрерывном охлаждении и нагреве) не означает, что скорости охлаждения или нагрева могут оказывать влияние на температуру начала зарождения центров, так как принципиально они должны возникать

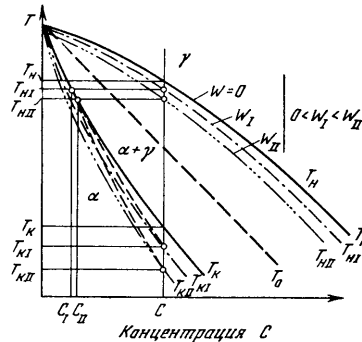


Рис. 68. Влияние скорости охлаждения W_0 на температурные интервалы фазового превращения и средний состав новой фазы в двойных сплавах с неограниченной растворимостью (схема)

кату сразу при достижении весьма малых степеней переохлаждения или перенагрева относительно соответствующей температуры T_n фазового равновесия. Таким образом, в отношении отклонения системы от равновесия влияние скорости охлаждения или нагрева подобно влиянию кривизны межфазной границы или размера зародышей новой фазы.

Как уже указывалось, состав центров первых устойчивых зародышей, образующихся в неравновесных условиях, близок к равновесной концентрации растворенного элемента в новой фазе при температуре начала превращения (см. § 3 гл. I). Поэтому приблизительно его можно принять равным C_I или C_{II} соответственно при температурах T_{nI} и T_{nII} (см. рис. 68), которые теоретически представляют собой температуры начала образования первых устойчивых зародышей или (практически, в зависимости от чувствительности эксперимента) температуры начала заметного превращения в условиях охлаждения со скоростями W_I и W_{II} .

При охлаждении со скоростями W_I и W_{II} понижение температуры в процессе превращения происходит раньше, чем успевают установиться фазовое равновесие при каждой предыдущей температуре. Это приводит к тому, что содержание второго компонента в α -фазе и количество последней при любой промежуточной температуре оказываются тем ниже, чем больше скорость охлаждения. Одновременно понижается и температура конца фазового превращения ($T_k > T_{kI} > T_{kII}$). Ограничение роста новой фазы является следствием недостатка времени для выравнивания концентрации растворенного элемента в одной из фаз за счет объемной диффузии. Например, возможны случаи, когда коэффициенты диффузии в одной из фаз могут быть значительно больше, чем в другой. Так, по данным И. К. Стенли [5], в стали с 0,1% С коэффициент диффузии углерода в феррите больше, чем в аустените, при 910° в 39 раз, при 725° — в 126 раз и при 500° — в 835 раз.

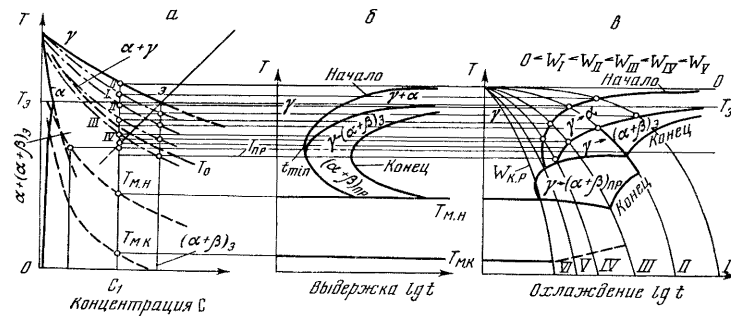


Рис. 69. Влияние скорости охлаждения W_0 на температурные интервалы и длительность превращения аустенита в среднеуглеродистых сталях в сравнении с изотермическим превращением (схема):

a — участок диаграммы состояния сплавов железоуглерод, богатых железом; b — диаграмма изотермического превращения; c — диаграмма анизотермического превращения. Обозначения те же, что на рис. 1

Если представить аналогичный ход превращения в сплавах любого другого состава, то отклонение системы от равновесия с увеличением скорости охлаждения (W_I, W_{II}) можно условно выразить линиями $T_{nI} - T_{nII}, T_{kI} - T_{kII}$ и т. п., располагающимися ниже равновесных кривых $T_n - T_k$.

На рис. 69 схематически показано влияние скорости охлаждения на температуры заметного начала и конца фазовых превращений в доэвтек-

тоидных среднеуглеродистых сталях, а также на длительность до начала заметного превращения (инкубационного периода) в сравнении с изотермическими условиями. Кривые начала и конца превращения при непрерывном охлаждении¹ (рис. 69, в) с малыми скоростями (W_I-W_{II}) и в области высоких и средних температур (немного выше температуры начала промежуточного превращения T_{np}) напоминают С-образные кривые изотермического превращения (рис. 69, б). Это обусловлено тем, что в обоих случаях характер превращения определяется противоположным влиянием степени переохлаждения и пересыщения исходной фазы на

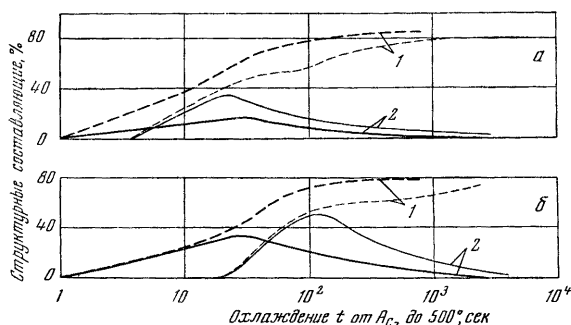


Рис. 70. Изменение суммарного количества феррита (1) и количества пластинчатого феррита (2) в стали с 0,14% С и 0,54% Мп (жирные линии) и в стали с 0,23% С и 1,32% Мп (тонкие линии) в зависимости от длительности охлаждения при разных температурах аустенизации:

а — 900° (3 мин); б — 1350° (20 мин) [170]

критические размеры зародышей новой фазы и диффузионную подвижность атомов, т. е. на факторы, от которых зависит скорость зарождения и линейная скорость роста. Однако при пониженных температурах (ниже T_{np}) наблюдается существенное различие в характере кривых: при охлаждении с более высокими скоростями диффузионного превращения (аустенито-ферритное $\gamma \rightarrow \alpha$ и аустенито-перлитное $\gamma \rightarrow (\alpha + \beta)$), они либо не доходят до конца ($W_{II}-W_V$), либо полностью прекращаются (W_V и выше). В процессе дальнейшего охлаждения с этими скоростями превращение протекает по мартенситной кинетике. В пределах скоростей W_V-W_{VI} имеет место промежуточное (бейнитное) превращение. Начиная со скорости W_{III} вслед за ним происходит также и мартенситное превращение. В пределах скоростей W_V-W_{VI} превращение сразу начинается с образования бейнита, а при скорости W_{VI} и выше — с мартенсита. Скорость W_{VI} , при которой образуется только мартенсит, принято называть критической скоростью закалки $W_{кр. зак}$.

При скоростях охлаждения несколько ниже W_V , вслед за выделением избыточного феррита диффузионным путем, в низкотемпературной части области $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения возможно выделение пластинчатого феррита, т. е. превращение идет по мартенситной кинетике с образованием видманштеттовой структуры. С увеличением скорости охлаждения в области ферритного превращения количество пластинчатого феррита сна-

¹ В условиях непрерывного охлаждения (например, по любой из кривых I—VI, на рис. 69) скорость охлаждения уменьшается по мере снижения температуры. Поэтому кривые охлаждения условно различают по скорости охлаждения в каком-то определенном температурном интервале, которым чаще всего служит интервал температур наименьшей устойчивости аустенита.

чала возрастает, а затем снижается (рис. 70). Характерно, что при высоких температурах аустенизации и больших размерах зерна феррит при высоких скоростях охлаждения образуется в основном в виде видманштеттовой структуры (см. рис. 70, б). Максимальное количество пластинчатого феррита образуется при несколько больших длительностях и меньших скоростях охлаждения, чем максимальное количество бейнита (рис. 71). С увеличением температуры аустенизации количество этих структурных составляющих возрастает и скорости охлаждения, которым соответствуют максимальные их количества, уменьшаются.

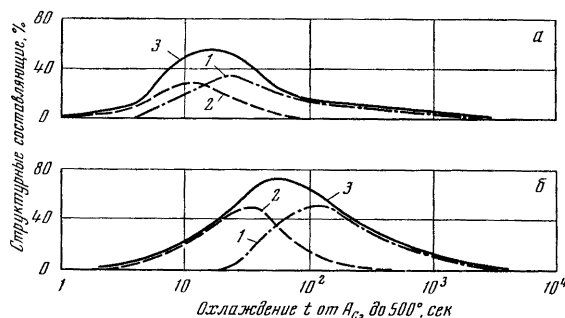


Рис. 71. Изменение количества пластинчатого феррита (1) и бейнита (2) в стали с 0,23% С и 1,32% Mn в зависимости от длительности охлаждения при разных температурах аустенизации: а — 900° (3 мин); б — 1050° (20 мин); 3 — кривые суммарного количества пластинчатого феррита и бейнита [174]

Повышение длительности инкубационного периода при непрерывном охлаждении в сравнении с изотермическими условиями особенно значительно в области высоких температур (т. е. при относительно небольших скоростях охлаждения). Этот вывод сделан нами на основании сравнения многочисленных диаграмм изотермического и анизотермического превращения аустенита в феррит и перлит, построенных для сталей различного типа легирования при одинаковых условиях аустенизации [102, 104, 170, 171]. По данным Р. А. Гренджа и И. М. Кифера [172], длительность инкубационного периода в области температур наименьшей устойчивости аустенита у перлитных сталей при непрерывном охлаждении в среднем в 1,5 раза больше, чем в изотермических условиях. В области пониженных температур (т. е. при больших скоростях охлаждения) разница в длительности до начала заметного превращения сокращается.

При анализе влияния скорости охлаждения на температурные интервалы и длительность диффузионных превращений следует учитывать, что максимум скорости зарождения центров новой фазы обычно располагается при более низких температурах, чем максимум линейной скорости роста. Однако несмотря на это при относительно небольших скоростях охлаждения ($W_I - W_{II}$), когда превращение становится заметным при относительно высоких температурах, резкое увеличение длительности инкубационного периода (в сравнении с изотермическим превращением) принципиально может быть обусловлено ограничением не только процесса зарождения новой фазы, но и ее роста в связи с влиянием скрытой теплоты превращения. При более высоких скоростях охлаждения ($W_{II} - W_{IV}$) температура начала заметного превращения смещается в область средних температур, где скорость зарождения наиболее высока, но

уже начинает уменьшаться линейная скорость роста из-за снижения коэффициентов диффузии и самодиффузии. Чем резче охлаждение в этом интервале температур, тем сильнее тормозятся процессы роста новых фаз и тем меньше процент превращения. При еще более высоких скоростях охлаждения резкий недостаток времени для реализации процессов диффузии может сказываться не только на росте, но и на зарождении, в результате чего возможность протекания превращения диффузионным путем при определенных скоростях охлаждения исключается полностью.

С увеличением скорости охлаждения снижается также и температура начала промежуточного (бейнитного) превращения вследствие того, что скорость его лимитируется диффузией углерода из объемов γ -фазы, в которых затем по мартенситной кинетике выделяются пластинки α -фазы. На температуру начала бейнитного превращения существенное влияние оказывает также выделение избыточного феррита, с увеличением количества которого аустенит обогащается углеродом и вследствие этого превращается в бейнит при более низких температурах [173].

На температуры начала $T_{м.н}$ и конца $T_{м.к}$ мартенситного превращения в сталях скорость охлаждения в области чисто мартенситного превращения ($\geq W_{VI}$) практически влияния не оказывает. Однако при многократных циклах быстрого нагрева и охлаждения в сталях и сплавах с обратным мартенситным превращением может иметь место снижение $T_{м.н}$ и $T_{м.к}$ и дополнительная стабилизация высокотемпературной фазы в связи с накоплением эффекта фазового наклона. Кроме того, на положение $T_{м.н}$ в этом интервале изменения скоростей охлаждения могут оказывать влияние такие факторы, как обеднение аустенита углеродом, вызванное наличием нерастворенных карбидов и неполнотой гомогенизации, а также рост зерна аустенита при высоких температурах. Оба эти фактора повышают $T_{м.н}$. А. К. Малышевым [35] показано, что укрупнение зерна аустенита может сместить $T_{м.н}$ вверх на 15—20°, что, по-видимому, обусловлено более легким образованием сдвигов внутри крупных зерен. Однако наиболее существенно на положение $T_{м.н}$ влияет предварительная пластическая деформация аустенита (см. § 3 гл. V).

Когда мартенситное превращение развивается вслед за диффузионными и промежуточными превращениями ($W_{III}-W_{VI}$), $T_{м.н}$ и $T_{м.к}$ могут заметно изменяться. В сталях с изменением скорости охлаждения в пределах $W_{VI}-W_{IV}$ количество продуктов промежуточного превращения увеличивается, а температура $T_{м.н}$ обычно снижается главным образом за счет стабилизирующего эффекта фазового наклона, вызываемого промежуточным превращением. При этом $T_{м.к}$ либо не изменяется, либо немного повышается (см. рис. 69, в). Хотя это объяснение и является наиболее общим, но, по-видимому, не единственно возможным. Например, в ряде случаев снижение $T_{м.н}$ может быть обусловлено также и обогащением нераспавшейся части аустенита углеродом к концу промежуточного превращения, о чем свидетельствует увеличение тетрагональности мартенсита [5]. На повышение $T_{м.к}$ (особенно вблизи W_{III}) может оказывать влияние также и снижение дополнительного эффекта механической стабилизации аустенита в процессе самого мартенситного превращения, так как с уменьшением скорости охлаждения количество высокотемпературных продуктов превращения аустенита (феррит и перлит) возрастает и наклеп остаточного аустенита и уровень сжимающих напряжений в нем на завершающих стадиях мартенситного превращения понижаются.

О подобном сложном влиянии скорости охлаждения на стабилизацию аустенита свидетельствуют данные А. А. Попова и Л. В. Миронова [173], которые показали, что максимальное количество остаточного аустенита соответствует скоростям охлаждения (немного $< W_{IV}$), при которых бейнит образуется при относительно высоких температурах. Чаще всего этим скоростям охлаждения соответствует и максимальное количество

бейнита. С увеличением скорости охлаждения количество остаточного аустенита (особенно в сталях с $T_{м.н}$ в области относительно высоких положительных температур) снова снижается, что обусловлено уменьшением не только степени механической стабилизации аустенита, вызываемой бейнитным превращением ($W_{IV} - W_{VI}$), но и эффекта термической стабилизации ($> W_{VI}$).

Первые исследования кинетики превращения аустенита в сталях (после работ Д. К. Чернова [174]) были проведены применительно к условиям непрерывного охлаждения. Уже в работе А. Портевена [172], Н. Т. Гудцова и А. А. Байкова [175], Х. Ганнемана [57], Ф. Вефера [102], Г. Френча [176] и др. были установлены основные особенности превращения аустенита (два температурных интервала превращения, различия в кинетике превращения в области температур A_1' и A_1'' , связь между положением критических точек и характером структуры), введено понятие о критической скорости охлаждения (закалки) и т. д. Однако несовершенство методик исследования затрудняло получение достоверных данных и анализ кинетики превращений аустенита.

Поэтому после открытия в середине 30-х годов распада аустенита в изотермических условиях метод анализа кинетики превращения аустенита на основе данных диаграмм изотермического превращения стал основным и преобладающим. В работах школы советских металлургов (С. С. Штейнберг [177], В. Д. Садовский [103, 13], А. П. Гуляев [35], И. Л. Миркин [53], А. А. Попов [171], М. Е. Блантер [5] и др.) были детально изучены кинетика и механизм превращения аустенита в различных температурных интервалах. Диаграммы изотермического превращения аустенита были построены для большинства применяемых в промышленности сталей [102—105, 171]. Исследования изотермического превращения аустенита позволили применить в практике термообработки ступенчатые закалку и отжиг и ряд других методов.

Однако в подавляющем большинстве случаев при печной термообработке, высокочастотной закалке и сварке превращение протекает в условиях непрерывного охлаждения. Использование диаграмм изотермического превращения для анализа кинетики превращения аустенита при непрерывном охлаждении путем простого наложения кривых охлаждения на диаграмму показало отсутствие количественного соответствия как между температурными интервалами превращения, так и между образующимися структурами. В связи с этим С. С. Штейнбергом [178] был предложен приближенный метод расчета температуры начала превращения аустенита, длительности инкубационного периода и критической температуры закалки при непрерывном охлаждении по данным диаграмм изотермического превращения. Метод С. С. Штейнберга основан на интегрировании отношения элементарного приращения времени к длительности инкубационного периода (в изотермических условиях) в пределах от температуры A_c до температуры начала превращения с последующей заменой подынтегральной функции на выражение, содержащее некоторую постоянную (или среднюю в интервале превращения) скорость. Графическое решение этого интеграла дает приближенное значение температуры начала превращения в изотермических условиях. Позднее А. П. Гуляев и К. А. Осипов [179] распространили расчетную методику С. С. Штейнберга на интервал температур перлитного превращения.

Использование этого метода для расчета диаграмм анизотермического превращения [35, 180, 181] показало, что в большинстве случаев он не обеспечивает требуемой для практики степени точности, особенно при определении длительностей инкубационного периода и критической скорости закалки. Что же касается температурных интервалов превращения, то по данным расчета о них можно приближенно судить только в ферритной и перлитной областях температур, но не в бейнитной. В об-

ласти бейнитного превращения расчет температур чаще всего дает расхождение, достигающее 100° . Несоответствие данных расчета и опыта обусловлено рядом причин: непостоянством скорости превращения в интервале температур, в пределах которого производится интегрирование (особенно она мала при высоких температурах вблизи равновесного положения точки A_{c1}); непостоянством скорости охлаждения; замедлением охлаждения при температуре начала превращения в связи с выделением скрытой теплоты, влиянием изменения состава аустенита в процессе превращения и т. д.

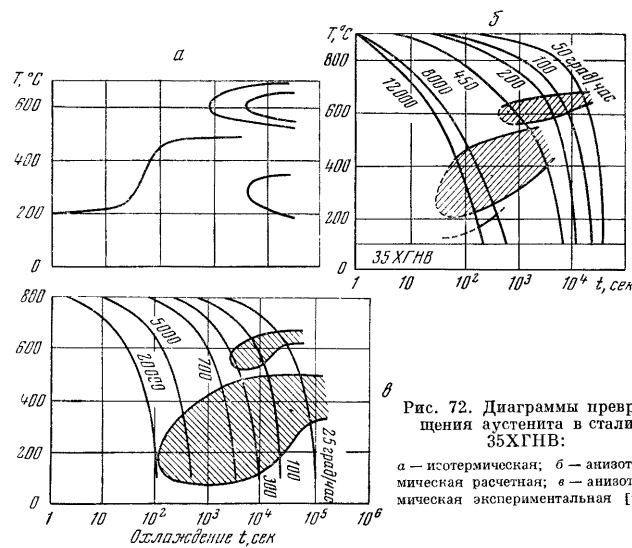


Рис. 72. Диаграммы превращения аустенита в стали 35XГНВ:

a — изотермическая; *б* — анизотермическая расчетная; *в* — анизотермическая экспериментальная [181]

Последний фактор приобретает особенно большое значение при превращении аустенита в доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях. В частности поэтому применение расчетного метода для этих сталей дает значительно большие отклонения, чем для сталей эвтектоидного состава.

На рис. 72, по данным М. П. Брауна и др. [181], приведены диаграммы анизотермического превращения для стали 35XГНВ, построенные экспериментальным путем (*в*) и по результатам расчета (*б*) на основе диаграммы изотермического превращения (*а*). Сравнение расчетной и экспериментальной диаграмм анизотермического превращения выявляет весьма большую разницу в значениях длительностей инкубационного периода, критической скорости закалки и температур начала и конца бейнитного превращения.

С усовершенствованием экспериментальных методов исследования кинетики фазовых превращений в условиях непрерывного изменения температуры (магнитотермического и особенно dilatометрического в комбинации с методом фиксации структурного состояния путем последовательной резкой закалки с различных температур) в последние 10—15 лет диаграммы анизотермического превращения стали получать все более широкое распространение в исследованиях и в практике термообработки [102, 171, 182 и др.] Однако следует сказать, что до этого периода

расчетный метод С. С. Штейнберга сыграл определенно положительную роль.

В 50-е годы было изучено влияние углерода и основных легирующих элементов на кинетику фазовых превращений в двойных и более сложных сплавах железа при непрерывном охлаждении. П. В. Романовым было показано, что в двойных сплавах с железом увеличение содержания углерода от 0,03 до 0,18 и 0,45% суживает температурные области ферритного и перлитного превращений. При содержании углерода свыше 0,66% от них отчетливо отделяется область мартенситного превращения, которая смещается по температуре ниже 300—200°. Хром в пределах от 0 до 10,6% также суживает область диффузионного превращения и обособляет (при 3,5%) и снижает по температуре область мартенситного превращения. Никель, как элемент, понижающий точку A_c , непрерывно снижает по температуре область диффузионных превращений. При содержании 11,6—14,1% Ni в двойных сплавах с железом превращение протекает только по мартенситной кинетике. Молибден повышает температуру начала диффузионного превращения и снижает температуры конца мартенситного превращения, не разделяя их области. В безуглеродистых сплавах железа промежуточное (бейнитное) превращение отсутствует [5].

В многокомпонентных сплавах железа, особенно с углеродом (стали), кинетика превращения усложняется в связи с появлением промежуточного превращения. Например, в стали с 1% Cr с увеличением углерода от 0,04 до 0,18 и особенно до 0,27% постепенно все более и более четко обрисовывается область промежуточного превращения. При содержании углерода более 0,35% эта область отделяется от области перлитного превращения, а при 0,46% C от нее в свою очередь отделяется область мартенситного превращения. Такой же характер превращения имеет место и в сталях с 2 и 3% Cr. В стали, легированной 4% Ni, увеличение содержания углерода с 0,15 до 0,6% приводит к снижению области диффузионного превращения и отделению и смещению области мартенситного превращения ниже 300—200°. Марганец (1,5%) действует аналогично никелю. Молибден оказывает противоположное влияние. В стали с 0,44—0,69% Mo увеличение содержания углерода от 0,08 до 0,47% обособляет область перлитного превращения, но не разделяет области промежуточного и мартенситного превращения. Общие температурные интервалы превращения аустенита при этом изменяются мало.

Изменение содержания легирующих элементов стали в пределах марочного состава обычно оказывает весьма существенное влияние на кинетику превращения аустенита. Насколько это влияние значительно, можно видеть на рис. 73 из сопоставления диаграмм анизотермического превращения в стали типа 20Г двух плавок с содержанием углерода и марганца на нижнем и верхнем пределах [102].

подавляющее большинство диаграмм анизотермического превращения аустенита в сталях при охлаждении построены для условий нагрева, соответствующих печной термообработке. Температура аустенизации обычно находится в пределах 850—1050°, а длительность гомогенизирующей выдержки измеряется минутами или десятками минут, что обеспечивает достаточно высокую однородность аустенита при ограниченном росте зерна. Однако изменение условий нагрева даже в этих пределах существенно отражается на устойчивости аустенита и изменяет положение областей превращения на диаграммах анизотермического превращения при охлаждении. На рис. 74 это можно видеть на примере стали типа 12ХН2 из сопоставления диаграмм, построенных для различных условий нагрева [102]. Повышение температуры аустенизации от 870 до 1050° при одинаковой длительности выдержки (3 мин) привело к повышению устойчивости аустенита не только в ферритной и перлитной областях,

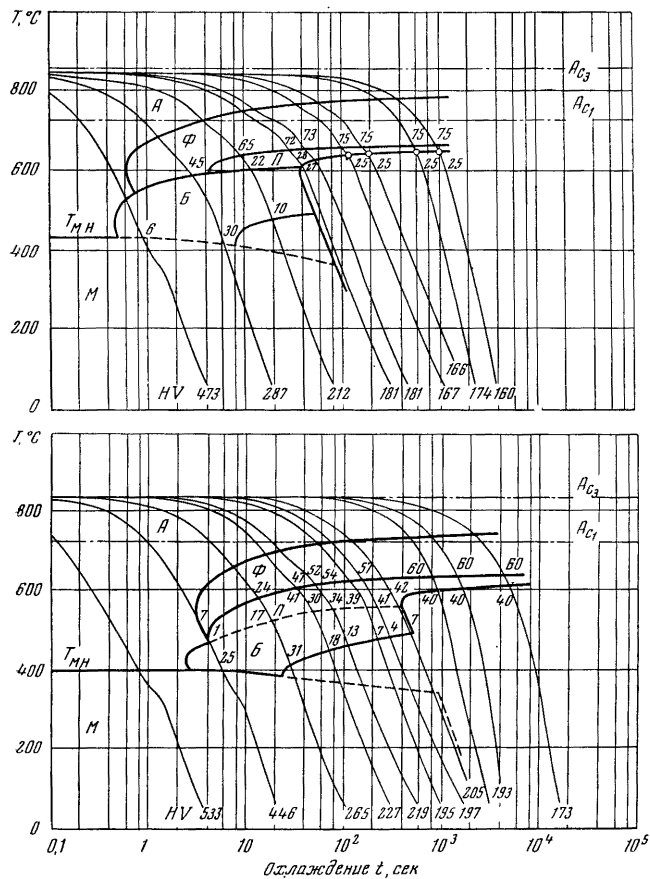


Рис. 73. Диаграммы анизотермического превращения аустенита в стали типа 20Г при содержании углерода и марганца на нижнем и верхнем пределах марочного состава:

Вверху — 0,14% С и 0,8% Мп; внизу — 0,23% С и 1,53% Мп; условия аустенизации — 900°, 3 мин [102]

но и в области промежуточного превращения. Смещение этих областей в сторону меньших скоростей охлаждения можно характеризовать следующими цифрами. Длительность охлаждения в районе температур наименьшей устойчивости аустенита в области ферритного превращения (700—600°) возросла от 15 до 60 сек, а в области бейнитного превращения (500°) — от 2 до 6 сек. П. В. Романовым, а также П. В. Склюевым и В. С. Боченковым на примере сталей 34ХНМ и 30ХГСА было показано, что повышение температуры нагрева существенно расширяет область промежуточного превращения в доэвтектоидной стали [5, 35].

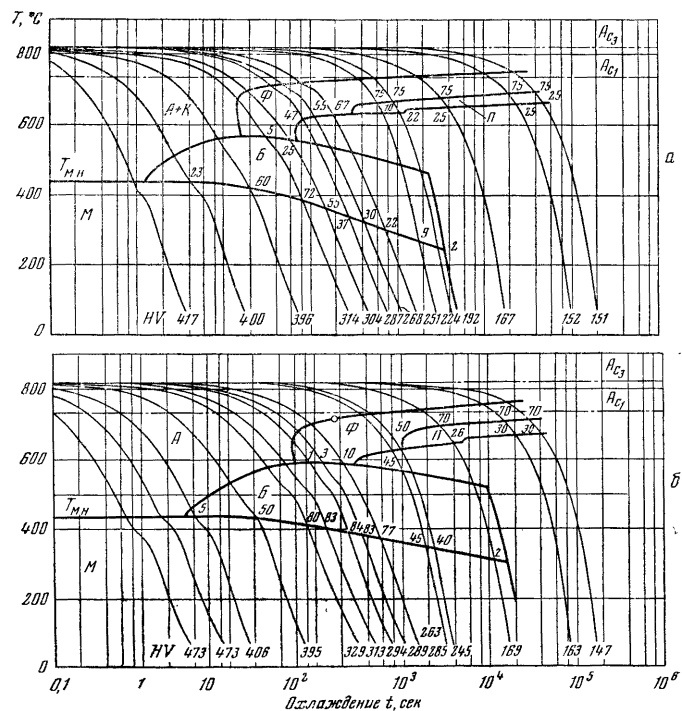


Рис. 74. Диаграммы анизотермического превращения аустенита в стали типа 12ХН2 для различной температуры аустенизации:
 а — 870° , б — 1050° (выдержка одинаковая — 3 мин) [102]

К еще более резкому повышению устойчивости аустенита приводит повышение температуры нагрева с 900 до 1300° , как это видно из диаграмм для стали типа 20Г на рис. 75 [145].

Повышение устойчивости аустенита с увеличением температуры и длительности аустенизации связано с влиянием этих параметров нагрева на скорость зарождения новой фазы при последующем охлаждении. Чем выше температура и длительность гомогенизации аустенита, тем больше его однородность, размеры зерен, субзерен и блоков и тем меньше скорость зарождения в ферритной и перлитной областях превращения. Повышение однородности аустенита (главным образом по углероду) увеличивает также устойчивость аустенита и в промежуточной области вследствие того, что скорость этого превращения лимитируется диффузией углерода.

Все приведенные выше примеры, включая и данные рис. 75, по условиям нагрева отвечают режимам термообработки.

Наиболее близкие, но также не полностью отвечающие сварочным, условия нагрева и охлаждения при анализе кинетики превращения аустенита были приняты в работе А. М. Макары и Ю. Б. Малевского [183]. Они исследовали на стали 30ХГС влияние длительности нагрева (за

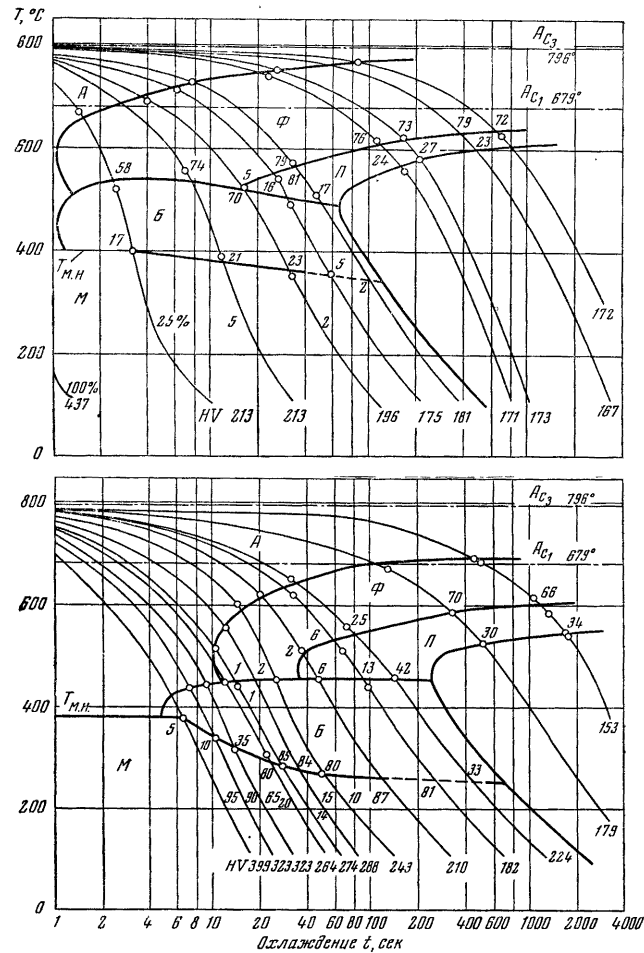


Рис. 75. Диаграммы изотермического превращения аустенита в стали с 0,17% С и 1,34% Мп для различной температуры аустенизации:
 Вверху — 900°; внизу — 1300°: нагрев до этой температуры непрерывный, без выдержки, но очень медленный, в печи [145]

90—100 сек до 820, 900 и 1100° и за 40 сек до 1000—1280°) и изотермической выдержки при этих температурах (0 и 10 сек при 1000—1150°, 20 сек при 1280° и 10 и 600 сек при 820—1100°) на устойчивость аустенита в условиях последующего охлаждения со скоростью ~ 5 град/сек (в интервале 600—500°). По скоростям нагрева и температурам выдержки эти условия наиболее близки к термическим циклам соседних с околословной зоной участков зоны полной перекристаллизации с ограниченным ростом

зерна при односторонней сварке стали толщиной 25—30 мм, а по скорости охлаждения — при сварке более тонкого (~ 10 мм) металла (см. табл. 2). По данным авторов, размер зерна аустенита во всех случаях (кроме $T_{\max}=820^\circ$) был примерно одинаковым (4—5 балл по ГОСТ). Исследования магнитным и рентгеноструктурным методами показали, что с увеличением T_{\max} от 820 до 1280° при выдержках 0—20 сек устойчивость аустенита возрастает. При $T_{\max}=820—900^\circ$ увеличение длительности изотермической выдержки также приводит к повышению устойчивости аустенита. Однако при $T_{\max}=1100^\circ$ эта тенденция имеет место только при малой длительности выдержки (10 сек). При большой длительности (600 сек), наоборот, устойчивость аустенита снижается, что было предположительно объяснено развитием высокотемпературной химической неоднородности со ссылкой на работу Б. А. Мовчана [151].

Последний вывод вызывает сомнение, так как он основывается на мало отличающихся друг от друга количествах бейнита (соответственно 37 и 47%), мартенсита (44 и 38%) и остаточного аустенита (19 и 14%). Эти значения не выходят за пределы точности использованных в работе методов анализа. Следует заметить также, что полученное авторами содержание остаточного аустенита для стали 30ХГС слишком велико. Кроме того, Б. А. Мовчаном химическая неоднородность в стали 30ХГС по хромю в виде оторочки по границам зерен с достаточной четкостью была выявлена после изотермической выдержки при 1400° в течение 1800 сек. При 1300° неоднородность проявлялась слабо. Авторы [183] пришли к выводу, что главным фактором, влияющим на кинетику превращения аустенита при сварке, является степень неоднородности его перед началом превращения.

Как будет показано в § 2, при сварке стали плавлением условия нагрева настолько разнообразны, особенно по скорости нагрева и длительности пребывания металла выше A_{c3} , что при изменении режимов сварки повышение устойчивости аустенита в околошовной зоне происходит не только в связи с увеличением степени его гомогенизации, но и вследствие интенсивного роста зерна. В ряде случаев, когда рост зерна ограничен, наоборот, наблюдается снижение устойчивости аустенита.

При сварке исходная структура стали, определяемая условиями раскисления при выплавке, режимами обработки давлением и термообработки, оказывает на фазовые превращения при охлаждении значительно более существенное влияние, чем при печной термообработке. Все это обуславливает весьма ограниченные возможности использования диаграмм анизотермического превращения, построенных применительно к условиям термообработки, для выбора режимов сварки.

Данные о кинетике фазовых превращений в сплавах титана в условиях непрерывного охлаждения, основанные на анализе диаграмм анизотермического превращения, в литературе до сего времени не встречаются.

§ 2. Превращения аустенита в условиях термических циклов сварки. Влияние состава и исходной структуры стали, степени гомогенизации и размера зерна аустенита на кинетику превращения

В гл. IV было показано, что в условиях термических циклов сварки степень гомогенизации аустенита и величина его зерна перед началом превращения при охлаждении в сталях без карбидообразующих элементов и с наличием их существенно различаются. Поэтому при анализе диаграмм анизотермического превращения, построенных автором, Б. А. Смирновым и В. В. Беловым [100, 124, 125] для условий сварки, и при сопоставлении их с диаграммами Веффера и Розе, построенными для условий термообработки, целесообразно разделить исследованные стали на две группы: 1) без энергичных карбидообразующих элементов —

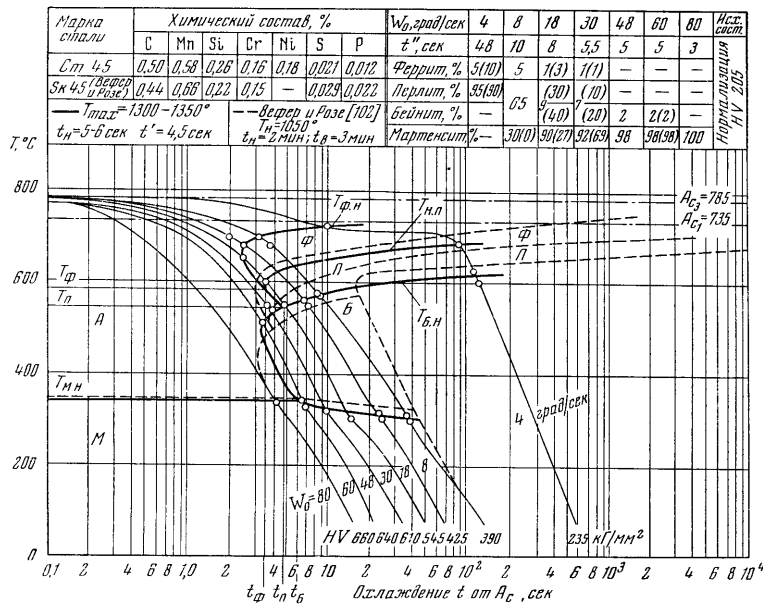


Рис. 76. Диаграммы изотермического превращения аустенита стали 45 в условиях сварки при $T_{max} = 1350^\circ$ и $\tau' = 4,5$ сек (сплошные линии—ИМЕТ) и термообработки при $T_{max} = 1050^\circ$ и $\tau_n = 3$ мин (штриховые линии—по данным Вефера и Розе [102]). В таблице содержание структурных составляющих указано без учета остаточного аустенита, в скобках данные [102]

стали 45, 23Г, 25Н3; 2) с энергичными карбидообразующими элементами—стали 40Х, 20ХГС, 30ХГС, 35ХГС, 40ХГС, 12ХН2, 18Х2ВФ, 20Х2МФ, 20Х2, 5МВФ и др. (см. приложение I).

Наиболее детально рассмотрим превращение аустенита в сталях 45, 23Г, 40Х и 12ХН2, так как результаты их исследования могут быть количественно сопоставлены с данными Вефера и Розе [102], изучавшими стали такого же состава (табл. 20). Различия в параметрах термических циклов сварки и термообработки показаны на рис. 17.

Таблица 20

Химический состав сталей, исследованных Веффером и Розе [102] (в скобках обозначение марки стали по ГОСТ)

Марка (тип) стали	Содержание элементов, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
Ст 45(45)	0,44	0,66	0,22	0,15	—	—	0,029	0,022
19Mn5(23Г)	0,23	1,53	0,40	0,03	—	—	0,010	0,019
41Cr4(40Х)	0,41	0,71	0,25	1,06	0,22	0,02	0,024	0,031
15Cr, Ni(12ХН2)	0,13	0,51	0,31	1,50	1,55	0,06	0,009	0,022

При анализе диаграмм анизотермического превращения аустенита необходимо оценивать изменения ряда параметров, определяющих кинетику превращения. Степень устойчивости переохлажденного аустенита в изотермических условиях принято оценивать по длительности инкубационного периода, а в условиях непрерывного охлаждения — по длительности охлаждения от A_{c3} до температуры начала превращения. Наиболее характерными в этом отношении являются температуры начала мартенситного ($T_{м.н}$), ферритного ($T_{ф.н}$), перлитного ($T_{п.н}$), бейнитного ($T_{б.н}$) превращений, а также наименьшие возможные температуры образования бейнита ($T_b \geq T_{м.н}$), феррита (T_f) и перлита (T_p) и соответствующие им длительности охлаждения t_f , t_p и t_b (рис. 76). Однако в условиях непрерывного охлаждения весьма важно знать не только длительность существования переохлажденного аустенита, но и некоторые

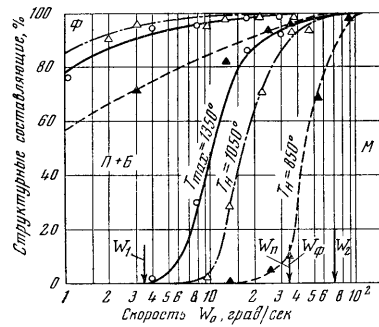


Рис. 77. Структура стали 45 в зависимости от скорости охлаждения W_0 в условиях сварки при $T_{\max} = 1350^\circ$ (сплошные линии — ИМЕТ) и термообработки при $T_n = 1050$ и 880° (штриховые линии — по данным [102]). Количество остаточного аустенита не учтено. Характеристические скорости охлаждения указаны для $T_{\max} = 1350^\circ$ (см. пояснения в тексте)

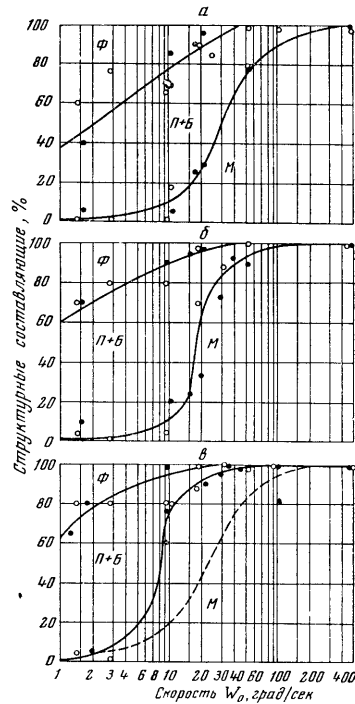


Рис. 78. Влияние максимальной температуры нагрева T_{\max} и скорости охлаждения W_0 при сварке на структуру стали 23Г (условия нагрева: $W_n = 300$ град/сек и $t' = 2,5$ сек): а — $T_{\max} = 950^\circ$; б — $T_{\max} = 1150^\circ$; в — $T_{\max} = 1350^\circ$ (штриховая кривая — для мартенсита по данным [102] для условий термообработки при $T_n = 900^\circ$ и $t_b = 5$ мин)

«характеристические» скорости охлаждения, которые соответствуют: W_f — началу появления избыточного феррита; W_p — началу появления перлита; W_1 — началу появления мартенсита; W_2 — образованию 100% мартенсита (критическая скорость закалки)¹. Скорости W_1 и W_2 принято называть критическими, так как они ограничивают область частичной закалки [124, 125] (рис. 77).

¹ 100% условно, так как кроме мартенсита имеется некоторое количество остаточного аустенита.

Кинетика превращения аустенита при непрерывном охлаждении оценивается по температурному интервалу, в котором происходит то или иное превращение, по интенсивности превращения и по количеству аустенита, превратившегося в данном температурном интервале. Конечные результаты превращения при различных скоростях охлаждения (конечное структурное состояние) обобщены в структурных диаграммах, позволяющих оценивать и сравнивать результаты превращения при различных условиях аустенизации и роста зерна (см. рис. 77).

Стали без энергичных карбидообразующих элементов. Для сталей 45 и 23Г характерно повышение устойчивости аустенита в условиях сварки. На диаграммах (рис. 76 и 16) это отражается на положении областей превращения. При сварке они смещаются вправо, т. е. в сторону больших длительностей или малых скоростей охлаждения. Если оценивать устойчивость аустенита при $T_{н.п}$ по длительности t_0 , то оказывается, что она увеличивается для стали 45 с 4 сек (термообработка — $T_n = 1050^\circ$) до 6 сек (сварка — $T_{max} = 1350^\circ$), т. е. в 1,5 раза, а для стали 23Г с 2,5 сек (термообработка — $T_n = 900^\circ$) до 9 сек (сварка — $T_{max} = 1350^\circ$), т. е. в 3 раза. Соответственно изменяется также критическая скорость охлаждения W_c (100% мартенсита): для стали 45 — от 80 до 65 град/сек (см. рис. 77); для стали 23Г — от 110 до 45 град/сек (рис. 78, в). При одинаковых скоростях охлаждения W_0 количество мартенсита при сварке значительно больше, чем при термообработке, а содержание избыточного феррита, перлита и бейнита меньше. Для того чтобы в стали 45 получить структуру с 50% мартенсита при термообработке с выдержкой $t_n = 3$ мин при $T_n = 1050^\circ$, скорость охлаждения должна составлять 17 град/сек, а при сварке ($T_{max} = 1350^\circ$) — 11 град/сек. Если нагрев под термообработку осуществлять при еще более низкой температуре ($T_n = 880^\circ$; $t_n = 3$ мин), когда роста зерна нет, то скорость охлаждения, при которой образуется 50% мартенсита, становится почти в 4,5 раза больше (48 град/сек), чем при сварке. Еще более резко эта тенденция выражена у сталей 23Г (см. рис. 78, в) и 25НЗ (рис. 79, б).

Следует заметить, что исследованная нами сталь 23Г практически не отличалась по химическому составу от стали 19 Мп5, с которой работали Вефер и Розе. Однако в стали 25НЗ было на 0,09% С меньше, чем в аналогичной стали, исследованной этими авторами. Несмотря на это, в стали 25НЗ так же, как и в стали 23Г, устойчивость аустенита в условиях сварки оказалась значительно более высокой, чем в условиях термообработки. Повышенное содержание углерода сказалось только на повышении $T_{н.п}$ (см. рис. 79, а). Если учесть, что при сварке аустенит менее однороден, чем после гомогенизирующих выдержек при термообработке, то обнаруженную разницу в устойчивости аустенита в этих сталях можно объяснить только интенсивным ростом зерна и высокой максимальной температурой нагрева при сварке.

Влияние неоднородности аустенита в условиях термических циклов сварки можно заметить только по повышению температуры начала выделения избыточного феррита, особенно при относительно высоких скоростях охлаждения. Второй не менее важной причиной этого явления может служить активизация диффузии за счет повышенных избыточных концентраций вакансий, фиксируемых при быстром охлаждении с высоких температур.

Однако несмотря на это количество феррита при одинаковых W_0 во всех сталях при сварке оказалось ниже, чем при термообработке, так как в первом приближении оно пропорционально поверхности границ зерен аустенита.

С целью дополнительной проверки этих выводов была построена для стали 45 диаграмма анизотермического превращения аустенита, которая по условиям дилатометрического анализа отличалась от диаграммы

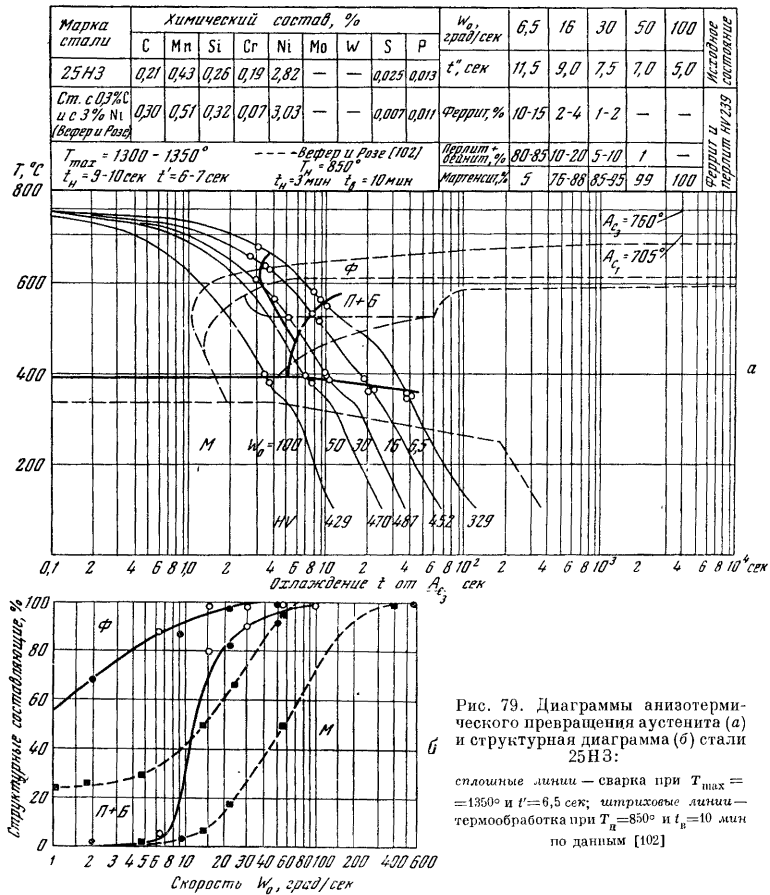


рис. 76 в 15 раз меньшей скоростью нагрева W_n и в 10 раз большей длительностью t' (рис. 80). Средний конечный размер зерна аустенита при $W_n = 9-10$ град/сек составлял 0,2—0,25 м.м., а при $W_n = 150$ град/сек — 0,1—0,15 м.м. Увеличение размера зерна привело к резкому повышению устойчивости аустенита: области превращения оказались сдвинутыми вправо; длительность t'_6 увеличилась с 6 до 10 сек; критическая скорость W_2 понизилась с 67 до 50 град/сек, а скорости W_0 и W_n — с 37 до 18 град/сек.

Еще более убедительные данные о преимущественном влиянии размера зерна на повышение устойчивости аустенита этой стали дает сравнение диаграммы для условий сварки при $W_n = 9-10$ град/сек (сплошные линии на рис. 80) с диаграммой Вефера и Розе для условий термообработки (штриховые линии на рис. 76), так как в обоих случаях была достигнута практически предельная степень гомогенизации аустенита по углероду.

В гл. IV было показано, что в зоне полной перекристаллизации основного металла при приближении к шву, т. е. по мере увеличения максимальной температуры нагрева T_{\max} , размер зерна и степень гомогенизации аустенита резко возрастают. В связи с этим представляло интерес оценить влияние T_{\max} на структуру различных участков этой зоны. Исследование было проведено Б. А. Смирновым и автором [115, 158] по методике ИМЕТ-1 с применением образцов рис. 21, а и 23, которые нагревали со скоростью $W_{\text{н}}=300$ град/сек до различных T_{\max} (950, 1150 и 1350°) и затем охлаждали с различными скоростями. В качестве примера результаты этих исследований приведены на рис. 78 для стали 23Г. Сравнение структурных диаграмм показывает, что с повышением T_{\max} в структуре стали уменьшается количество избыточного феррита, перлита и бейнита, а содержание мартенсита возрастает. Повышение устойчивости аустенита заметно также по снижению характеристической скорости охлаждения W_2 с 200—100 до 50—40 град/сек.

У стали 45 при изменении T_{\max} в этих же пределах сближение W_2 происходит с >600 до 65 град/сек, W_{ϕ} — с 110—100 до 35 и W_1 — с 16—15 до 3,5 град/сек. Для получения структуры с 50% мартенсита при $T_{\max}=950^\circ$ необходима скорость охлаждения 60 град/сек, а при $T_{\max}=1350^\circ$ — 11 град/сек.

Характерно, что у всех сталей с увеличением однородности аустенита и размера зерна (при высоких T_{\max}) интервал критических скоростей охлаждения W_1 — W_2 , ограничивающий область частичной закалки, становится более узким, а содержание мартенсита с увеличением скорости охлаждения возрастает более резко, почти скачкообразно (рис. 78, е).

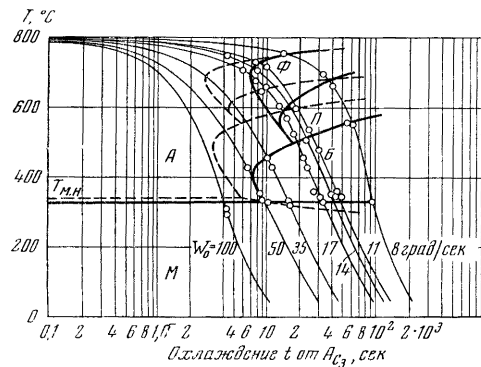


Рис. 80. Диаграммы изотермического превращения аустенита стали 45 в условиях сварки ($T_{\max}=1350^\circ$) после нагрева с различной скоростью и длительностью: сплошные линии — $W_{\text{н}}=9-40$ град/сек и $t'=40$ сек; штриховые линии — $W_{\text{н}}=150$ град/сек и $t'=4,5$ сек

Изменение содержания мартенсита и других структурных составляющих в зоне перекристаллизации при сварке показано на примере образцов, вырезанных из сварных соединений пробы СТС, и образцов, подвергнутых неравномерному нагреву в машине ИМЕТ-1 (рис. 81 и 82). В обоих случаях происходит резкое повышение содержания мартенсита в связи с увеличением размера зерна аустенита.

Из приведенных примеров видно, что кинетика превращения аустенита существенно зависит от размера зерна.

В доэвтектоидной стали превращение аустенита начинается при высоких температурах (700—600°) с выделения избыточного феррита в форме сетки по границам зерен. Лишь при более низких температурах он выделяется по кристаллографическим плоскостям зерен в форме пластин

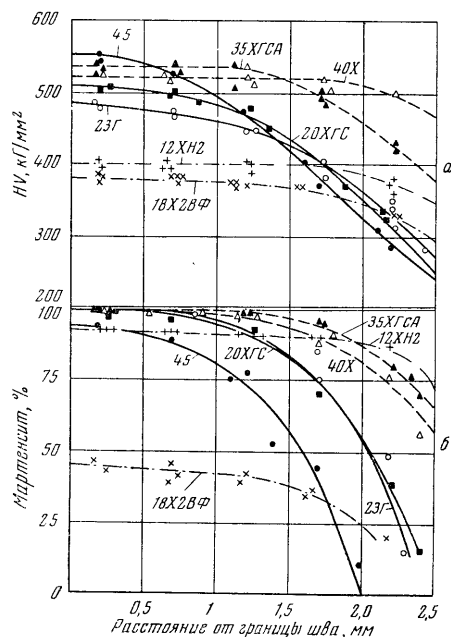


Рис. 81. Распределение твердости (а) и содержания мартенсита (б) в зоне перекристаллизации образцов пробы СТС. Погонная энергия $q/v = 3200 \text{ кал/сек}$, скорость охлаждения околошовной зоны $W_0 = 28 \text{ град/сек}$

(видманштеттова структура). Рост перлитных колоний также начинается с границ зерен аустенита или зерен избыточного феррита. Выше (см. § 1) при объяснении резкого увеличения длительности инкубационного периода превращения аустенита в области высоких температур при непрерывном охлаждении (в сравнении с изотермическими условиями) было высказано предположение, что объемные скорости превращений аустенита в феррит и перлит при этих температурах в большей мере зависят от скорости зарождения, чем от линейной скорости роста. В связи с этим наиболее существенное влияние размера зерен (поверхности границ) на количество этих фаз следует ожидать при относительно небольших скоростях охлаждения. При охлаждении с более высокими скоростями, когда превращение происходит при более низких температурах, количество продуктов диффузионных превращений должно в значительной мере определяться изменением линейной скорости роста, а также фактором времени. С увеличением скорости охлаждения количество перлита и феррита будет уменьшаться вследствие ограничения времени диффузии, а также снижения линейной скорости роста.

Для проверки этих положений автором и Б. А. Смирновым было проведено исследование микроструктуры образцов рис. 23 из сталей 45 и 23Г, которые подвергали в машине ИМЕТ-1 неравномерному нагреву со скоростью 150 град/сек и затем охлаждали со скоростями от 1 до 100 град/сек. Размер зерна аустенита изменялся от 0,01 мм (участок близкий к A_{c1}) до 0,15–0,25 мм, в зависимости от T_{max} . По среднему диаметру зерен с помощью стандартной шкалы ASTM [168] была рассчитана их удельная поверхность ($мм^2/мм^3$), исходя из равенства средних площадей реальных зерен и кубооктаэдров, которые являются одной из наиболее обоснованных схем идеализации формы рекристаллизованных зерен [50].

На рис. 83 и 84 показано изменение количества феррита в стали 23Г и общего количества перлита и бейнита в стали 45 в зависимости от удельной поверхности зерен. Для феррита наблюдается практически линейная зависимость. Наиболее резкое влияние на количество этой фазы удельная поверхность зерен оказывает при малых скоростях охлаждения (см. $W_0 = 1,3$ град/сек на рис. 83). Зависимость изменения суммарного количества перлитных структур и бейнита от удельной поверхности зерен оказывается близкой к линейной только в определенном интервале значений удельной поверхности (от 10–12 до 75–100 $мм^2/мм^3$). Этот интервал соответствует достаточно широкому диапазону среднего диаметра зерна (от 0,25–0,2 до 0,035–0,025 мм). При более высоких значениях удельной поверхности (при более мелких зернах) зависимость становится

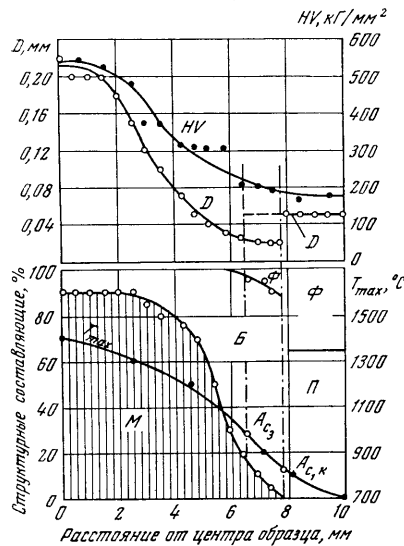


Рис. 82. Распределение твердости HV, диаметра D зерна, а также максимальной температуры и количества мартенсита и других структурных составляющих по длине образца стали 45 с неравномерным нагревом. Скорости нагрева $W_n = 300$ град/сек и охлаждения $W_0 = 36$ град/сек

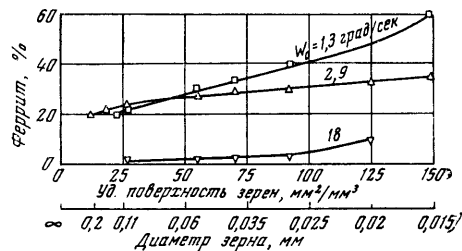


Рис. 83. Количество феррита в структуре стали 23Г в зависимости от удельной поверхности и диаметра зерен при различных скоростях охлаждения W_0

сложной и неодинаковой по своему характеру при различных скоростях охлаждения. Это может быть обусловлено рядом причин: изменением количества бейнита, который при анализе было трудно отделить от перлитных составляющих; увеличением неоднородности аустенита по углероду (очень мелкие зерна соответствовали T_{\max} от 1050° до A_{c3}) и т. д.

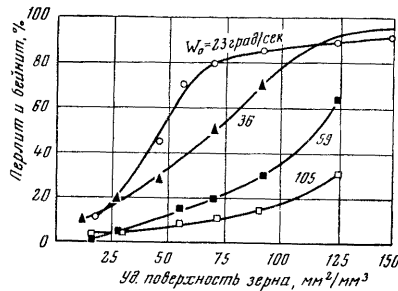


Рис. 84. Общее количество перлита и бейнита в стали 45 в зависимости от удельной поверхности зерен при различных скоростях охлаждения W_0 .

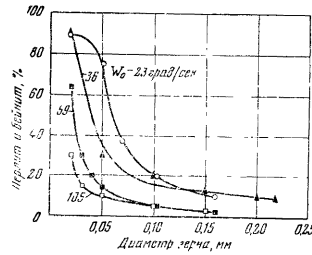


Рис. 85. Содержание перлита и бейнита в стали 45 в зависимости от скорости охлаждения W_0 и среднего диаметра зерна D .

Полученные нами данные согласуются с результатами исследований И. П. Липилина [184], которому удалось показать, что продолжительность полураспада аустенита в изотермических условиях является линейной функцией протяженности границ зерен (на единице площади шлифа).

Так как удельная поверхность зерна изменяется в зависимости от его диаметра по закону гиперболы, то при уменьшении диаметра ниже некоторой определенной величины (0,1—0,05 мм) удельная поверхность зерен резко возрастает (начиная соответственно со значений 27—54 мм²/мм³). Если выразить количество перлита и бейнита в зависимости от среднего диаметра зерна (рис. 85), то можно видеть, что, начиная с некоторого «критического» размера зерна (0,05—0,10 мм), количество выделившихся в интервале A_r' и A_r'' структурных составляющих остается почти постоянным. При размере зерна ниже «критического» содержание перлитных структур и бейнита резко возрастает.

Так как мартенситное превращение происходит при более низких температурах и захватывает лишь оставшуюся непревращенную часть объема зерен аустенита, то количество мартенсита будет определяться развитием перлитного и промежуточного превращений. Поэтому количество мартенсита резко возрастает с увеличением зерна до «критического» размера, а при дальнейшем увеличении зерна оно изменяется незначительно (рис. 86). Таким образом, наиболее резкое повышение устойчивости аустенита имеет место и при увеличении зерна до «критического» размера.

В этих опытах участки образцов с размером зерен менее 0,035—0,025 мм из-за низкой максимальной температуры нагрева ($T_{\max} < 1050^\circ$) характеризовались заметной неоднородностью аустенита по углероду. Поэтому для того, чтобы подтвердить существование «критического» размера зерна и при одинаковой, достаточно высокой однородности аустенита, нами были обработаны данные диаграмм анизотермического превращения стали тина 20Г, построенных японскими авторами [145] для условий медленного

нагрева в печи до 900, 1100 и 1300°. На рис. 87 эти данные представлены в виде структурной диаграммы, которая показывает, что количество мартенсита резко возрастает с повышением температуры аустенизации с 900 до 1100°. При дальнейшем повышении температуры (1300°) содержание мартенсита изменяется мало, так как, по-видимому, «критический» размер зерна был достигнут при 1100°.

Таким образом, в стали без энергичных карбидообразующих элементов даже при сравнительно малой длительности процесса гомогенизации аустенита (в области температур нагрева выше 1000—1100°) решающее влияние на устойчивость аустенита при последующем охлаждении оказывает размер зерна. При «критическом» размере зерна количество мартенсита достигает значения, близкого к максимальному для данной скорости охлаждения. Дальнейшее увеличение размера зерна не вызывает заметного повышения содержания мартенсита. Характерно, что в околосшовной зоне, нагреваемой до T_{\max} выше 1300°, содержание мартенсита почти не изменяется (см. рис. 82).

Влияние неполноты гомогенизации на устойчивость аустенита в зоне полной перекристаллизации особенно велико, когда структура стали обладает значительной исходной неоднородностью (литая структура, наличие дендритной неоднородности в ковальной или катаной стали и т. п.). Влияние исходной структуры было рассмотрено автором и Б. А. Смирновым на примере стали 23Г двух плавок с одинаковым содержанием углерода, одна из которых исследовалась в прокатанном состоянии после закалки с 870° в воду и отпуска при 600° (листы толщиной 6 и 16 мм), а другая — в литом после нормализации с 900° (химический состав сталей см. в приложении I А). Образцы рис. 21, а из сталей обеих плавок подвергали нагреву в машине ИМЕТ-1 со скоростью $W_{\text{н}}=300$ град/сек до $T_{\max}=1350^\circ$ с изменением скорости последующего охлаждения W_0 от 1 до 600 град/сек.

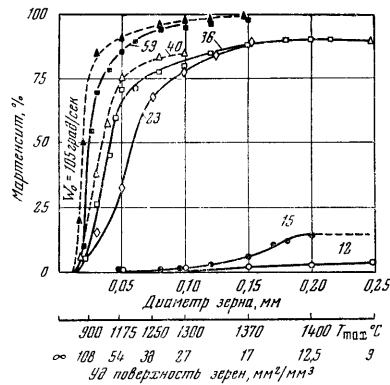


Рис. 86. Содержание мартенсита в стали 45 в зависимости от удельной поверхности и среднего диаметра зерна при различных скоростях охлаждения W_0 .

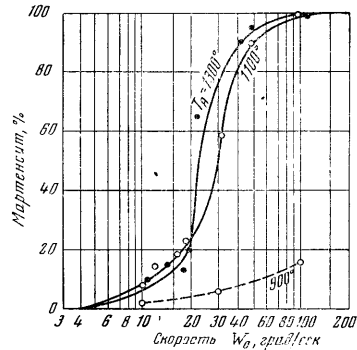


Рис. 87. Содержание мартенсита в стали 20Г в зависимости от скорости охлаждения W_0 и температуры аустенизации T_A в печи. Построено нами по данным [146] (см. также рис. 75)

Сопоставление структурных диаграмм для этих плавок (рис. 88) показывает, что грубая исходная структура литой стали с наличием крупных участков феррита при быстром сварочном нагреве не может быть

существенно улучшена. Недостаточная гомогенизация аустенита выражается в том, что при любых скоростях охлаждения в структуре сохраняются участки феррита. Такая неоднородная структура приводит к пониженным механическим свойствам; например, при скоростях охлаждения 20–600 град/сек прочность литой стали на 15%, а пластичность на 50% ниже, чем у прокатанной.

Таким образом, в сталях без энергичных карбидообразующих элементов повышение устойчивости аустенита при сварке обусловлено ростом зерна. Противоположное по своему характеру влияние неполной гомогенизации аустенита на его устойчивость в околошовной зоне существенно сказывается лишь в тех случаях, когда исходная структура обладает значительной степенью неоднородности.

Стали с энергичными карбидообразующими элементами. В углеродистых и низколегированных сталях без энергичных карбидообразующих элементов интенсивный рост зерна приводит к повышению устойчивости аустенита в околошовной зоне во всем диапазоне скоростей охлаждения, ограничивающем

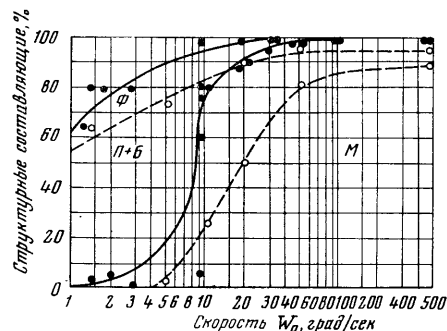


Рис. 88. Структура стали 23Г в зависимости от скорости охлаждения W_0 :
сплошные кривые — прокатанная сталь; штриховые кривые — литая сталь

область частичной закалки. В сталях, легированных хромом и другими более энергичными карбидообразующими элементами и обладающих относительно меньшей склонностью к росту зерна и более резко выраженной неоднородностью аустенита в околошовной зоне вследствие неполного растворения карбидов и незавершенности процесса гомогенизации, обнаруживается понижение устойчивости аустенита. Оно имеет место при изменении скорости охлаждения только в определенных пределах и выражается в увеличении количества продуктов диффузионных и промежуточного превращений, а также в смещении температурных областей этих превращений в район режимов с более высокими скоростями охлаждения. Чем менее склонна сталь к росту зерна (например, 12ХН2 в сравнении с 40Х), тем шире диапазон скоростей охлаждения, в котором проявляется снижение устойчивости аустенита, и тем на большую область режимов с медленным охлаждением он распространяется.

В стали 40Х тенденция к снижению устойчивости аустенита проявляется наиболее ярко в условиях термических циклов с быстрым нагревом и охлаждением (рис. 89 и 90). На диаграмме анизотермического превращения этой стали можно видеть, что в сравнении с условиями термообработки (840° — 8 мин) в условиях сварки ($T_{\max} = 1350^\circ$, $t' = 4,5$ сек, $W_{\text{н}} = 300$ град/сек) области ферритного и бейнитного превращений смещены влево. Длительности охлаждения до начала ферритного превращения при 650° сокращаются с 21 до 6 сек, а до начала бейнитного превращения при 500° — с 13 до 9 сек. Характеристические скорости охлаждения изменяются по-разному: W_2 повышается от 22 до 36 град/сек, W_ϕ также повышается от 4 до 12 град/сек, а W_1 снижается с 2—1,3 до 0,7—0,5 град/сек (см. рис. 90). При относительно высоких скоростях охлаждения ($W_0 = 7 \div 35$ град/сек) количество мартенсита при сварке немного меньше,

а бейнита больше, чем при термообработке, что связано с неполной гомогенизацией аустенита. По мере уменьшения скорости охлаждения (увеличение длительности t') относительное снижение устойчивости аустенита делается все менее и менее заметным. При некоторых достаточно малых скоростях ($W_0 = 4 \div 1,5$ град/сек), когда степень гомогенизации и размер зерна возрастают, устойчивость аустенита при сварке становится более высокой, чем при термообработке. На структурной диаграмме это проявляется в увеличении содержания мартенсита и уменьшения феррита, перлита и бейнита.

Снижение скорости нагрева образцов стали 40X в 30 раз ($W_n = 10$ град/сек) приводит к существенному повышению степени гомогенизации аустенита и устойчивости его в температурной области ферритного превращения (рис. 91). Уменьшение количества феррита примерно в два раза, повышение содержания мартенсита и снижение характеристической скорости охлаждения W_1 от 0,7—0,5 до 0,3—0,2 град/сек (см. рис. 90) указывают также на значительное влияние роста зерна (при $W_n = 10$ град/сек и малых W_0 зерно в 3—4 раза больше, чем при $W_n = 300$ град/сек). Однако на величины скоростей W_2 и W_ϕ снижение скорости нагрева практически не влияет. Сравнение характера кривых изменения количества мартенсита в зависимости от скорости охлаждения на рис. 90 для условий сварки при $W_n = 10$ и 300 град/сек и термообработки ($840^\circ - 8$ мин) свидетельствует о том, что в области режимов с высокими скоростями охлаждения решающее влияние

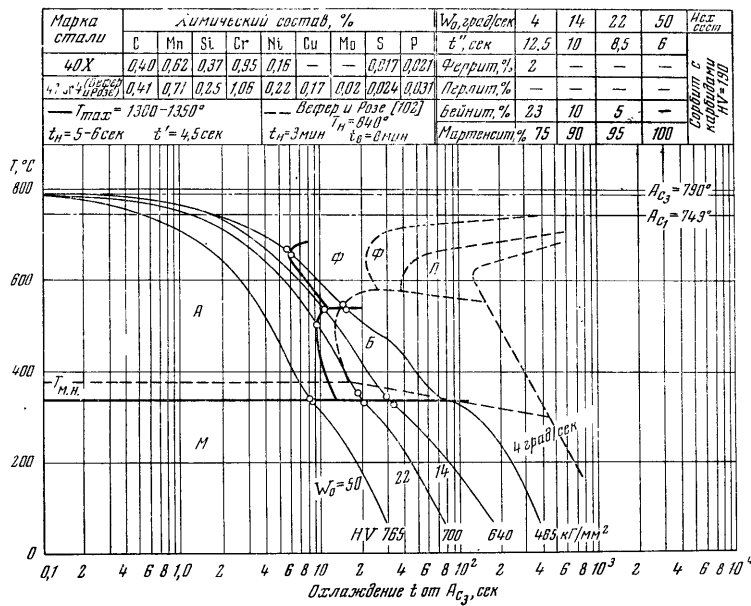


Рис. 89. Диаграммы изотермического превращения аустенита стали 40X:

сплошные линии — сварка при $T_{max} = 1350^\circ$, $W_n = 300$ град/сек и $t' = 4,5$ сек; штриховые линии — термообработка при $T_n = 840^\circ$ и $t_n = 8$ мин по данным [102]

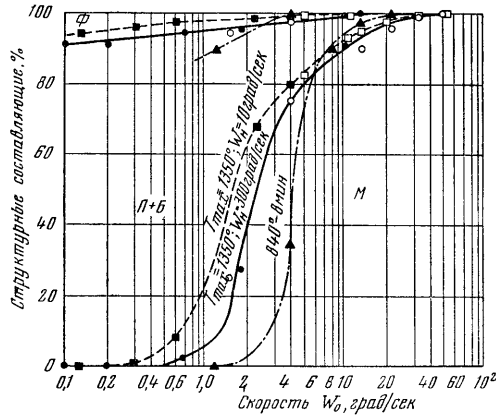


Рис. 90. Структура стали 40X в зависимости от скорости охлаждения:
 сплошные линии — сварка при $T_{\max} = 1350^\circ$, $W_n = 200$ град/сек и $t' = 4,5$ сек; штриховые линии — сварка при $W_n = 10$ град/сек и $t' = 50$ сек; штрихо-пунктирные линии — термообработка при $T_n = 840^\circ$ и $t_n = 8$ мин по данным [102]

на устойчивость аустенита оказывает степень его гомогенизации, а при малых скоростях охлаждения — рост зерна.

Для того чтобы оценить влияние гомогенизации аустенита на его устойчивость при неизменяющемся размере зерна, образцы сталей 45 и 40X подвергали обработке по циклу Б (рис. 47, Б); нагревали в машине ИМЕТ-1 со скоростью $W_n = 300$ и 25 град/сек, быстро

переносили в печь с температурой 900° и выдерживали в течение 300, 900 и 1800 сек, а затем охлаждали со скоростью, близкой к W_1 (для стали 45 — $12-15$ град/сек, для стали 40X — $1,5$ град/сек).

В табл. 21 показано, что в стали 45 в условиях термического цикла дуговой сварки стали толщиной 5—10 мм ($W_n = 300$ град/сек) процессы гомогенизации аустенита практически завершаются и дальнейшая выдержка в печи не влияет на его устойчивость. В отличие от этого в стали 40X устойчивость аустенита резко повышается, и это приводит к увеличению содержания мартенсита в структуре от 2—5 до 50—60% и повышению

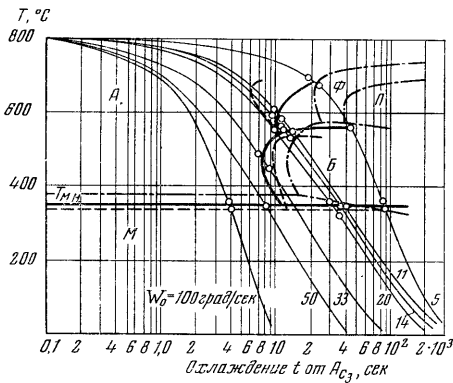


Рис. 91. Диаграммы анизотермического превращения аустенита стали 40X:

сплошные линии — сварка при $T_{\max} = 1350^\circ$ и скорости нагрева $W_n = 10$ град/сек; штриховые линии — то же, при $W_n = 300$ град/сек; штрихо-пунктирные линии — термообработка при $T_n = 840^\circ$, $t_n = 8$ мин по данным [102]

Таблица 21

Влияние скорости нагрева при сварке и длительности последующей выдержки в печи при 900° (см. цикл Б на рис. 47, Б) на устойчивость аустенита в околошовной зоне стали 45 и 40X при последующем охлаждении

Длительность выдержки в печи при 900° t , сек	Структурные составляющие, %			Средний диаметр зерна D , мк	Твердость HV
	феррит	перлит и бейнит	мартенсит		
Сталь 45, $W_H = 300$, $W_0 = 10 \div 12$ град/сек					
0	5	95	0	0,12	235
300	5	95	0	0,13	235
900	3	97	0	0,13	235
1800	1-2	98	0	0,11	235
Сталь 40X, $W_H = 300$, $W_0 = 1,5$ град/сек					
0	2-5	96-90	2-5	0,19	237
300	1-2	94-88	5-10	0,20	252
900	1-2	58-48	40-50	0,19	321
1800	1-2	48-38	50-60	0,19	370
Сталь 40X, $W_H = 25$, $W_0 = 1,5$ град/сек					
0	1-2	54-43	45-55	0,45	297
300	1-2	39-28	60-70	0,44	368
1800	1-2	29-18	70-80	0,44	385

твердости от 237 до 370 HV . Даже в условиях более медленного нагрева, несмотря на значительное увеличение размера зерна ($D=0,44 \div 0,45$ мк), степень гомогенизации аустенита оказывается далеко не полной, о чем можно судить по увеличению содержания мартенсита от 45-55% (без выдержки) до 70-80% (после выдержки в течение 1800 сек) и по повышению твердости от 297 до 385 HV . Таким образом, степень гомогенизации аустенита стали 40X при сварке значительно ниже, чем при термообработке. Однако, как было показано выше (см. рис. 90), неоднородность аустенита оказывает преобладающее влияние на кинетику превращения только при относительно высоких скоростях охлаждения. При медленном охлаждении устойчивость аустенита в этой стали повышается вследствие преимущественного влияния роста зерна.

В сталях с карбидообразующими элементами и ограниченным содержанием углерода (12XН2, 18X2ВФ и др.) из-за малой склонности к росту зерна влияние неоднородности на устойчивость аустенита в околошовной зоне резко возрастает. На примере стали 12XН2 можно видеть, что диапазон скоростей охлаждения, в котором устойчивость аустенита при сварке ниже, чем при термообработке¹, значительно расширяется в сторону малых скоростей охлаждения (рис. 92, 93). Область ферритного превращения более резко сдвинута в область жестких режимов, чем у стали 40X (см. рис. 89). Более отчетливо выражено также и повышение температуры начала бейнитного превращения. При сварке ($T_{max} = 1300 \div 1350^\circ$) количество феррита значительно больше, чем при термообработке по режиму $1050^\circ - 10$ мин, но меньше, чем при термообработке по режиму $870^\circ - 10$ мин. В последнем случае, по-видимому, не была обеспечена достаточно высокая однородность аустенита, а зерно было очень

¹ Меньшая устойчивость аустенита стали, исследованной Вефером и Розе, при высоких скоростях охлаждения обусловлена тем, что в этой стали содержание углерода на 0,04% ниже, чем в стали 12XН2.

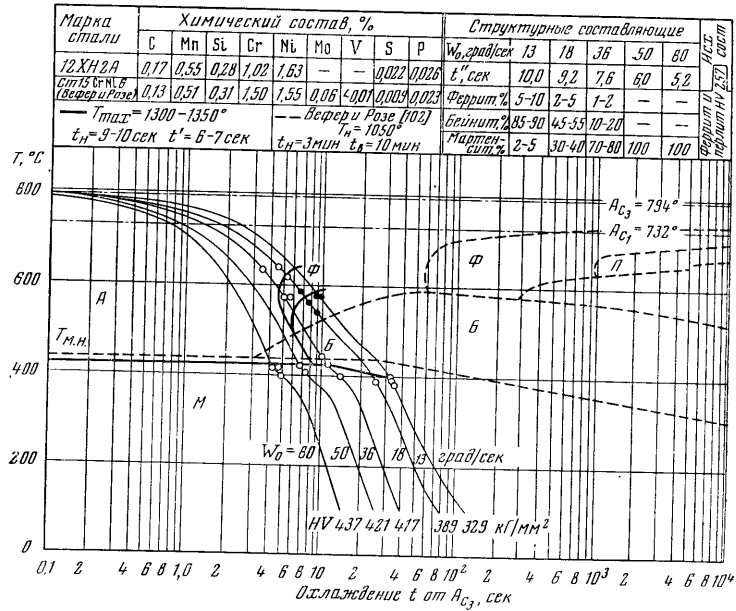


Рис. 92. Диаграммы анизотермического превращения аустенита стали 12ХН2: сплошные линии — сварка при $T_{max} = 1350^\circ$ и $t' = 6-7$ сек; штриховые линии — термообработка при $T_H = 1050^\circ$ и $t_B = 10$ мин по данным [102]

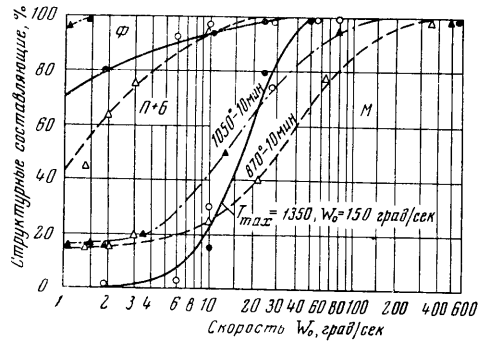


Рис. 93. Структура стали 12ХН2 в зависимости от скорости охлаждения: сплошные линии — сварка при $T_{max} = 1350^\circ$, $W_0 = 150$ град/сек и $t' = 6-7$ сек; штриховые линии — термообработка при $T_H = 870^\circ$ и $t_B = 10$ мин по данным [102]; штрихо-пунктирные линии — термообработка при $T_H = 1050^\circ$ и $t_B = 10$ мин по данным [102]

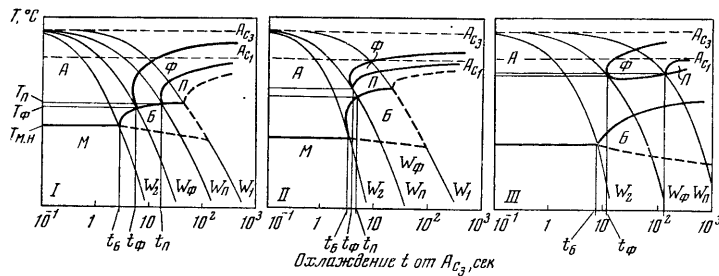


Рис. 94. Типы диаграмм анизотермического превращения аустенита исследованных сталей в околошовной зоне при сварке (условия нагрева — см. рис. 17). Основные характеристические параметры этих диаграмм, а также структурных диаграмм сведены в табл. 22

мелким. Характеристическая скорость охлаждения W_ϕ соответственно составляет 35; 1,5 и 20 град/сек.

В соседних с околошовной зоной участках зоны полной перекристаллизации у сталей с сильными карбидообразующими элементами, так же

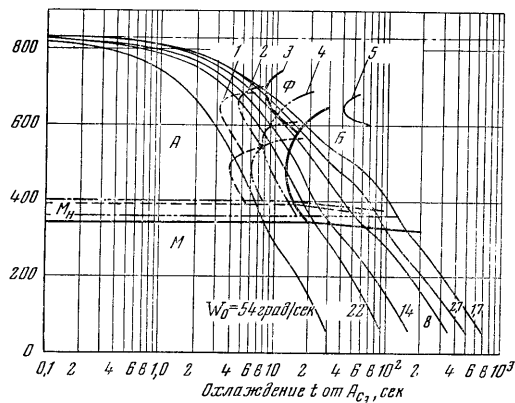


Рис. 95. Диаграммы анизотермического превращения в сталях «хромансиль» с разным содержанием углерода для сварки при $T_{\max} = 1300-1350^\circ$, $t_n = 5-6$ сек и $\nu = 4,5$ сек (полный химический состав приведен в приложении I):

- 1 — 20ХГСА — 0,22% С; 2 — 30ХГСА — 0,30% С; 3 — 20ХГС — 0,24% С;
4 — 35ХГСА — 0,38% С; 5 — 40ХГС — 0,42% С

как и у углеродистых и низколегированных сталей без энергичных карбидообразующих элементов, устойчивость аустенита все в большей и большей мере определяется степенью его неоднородности. По мере удаления от околошовной зоны содержание мартенсита в структуре падает, а феррита — возрастает (см. рис. 81).

Влияние параметров термического цикла сварки проанализировано нами для 25 сталей различного состава, представляющих наибольший

Таблица 22

Характеристические параметры диаграмм анизотермического превращения аустенита исследованных сталей в околосварной зоне при непрерывном охлаждении в условиях термических циклов однопроходной сварки (к рис. 94)

Марка стали	Характеристические параметры										Количество структурных составляющих (%) в зависимости от скорости охлаждения W_0 (град/сек)		
			Феррит.			Мартенсит							
	$A_{c1}, ^\circ C$	$A_{c2}, ^\circ C$	$W_F, град/сек$	$T_F, ^\circ C$	$t_F, сек$	$W_M, град/сек$	$W_M^2, град/сек$	$T_M, H, ^\circ C$	$t_B, сек$				
25НЗ	760	705	40	470	5,8	5,0	60	390	5,2	W_0 6,5 16 21 50 Ф 13 4 3 0 П+Б 82 20 15 5 М 5 76 82 95			
12ХН2	794	732	35	505	5,9	4,0	50	420	8,3	W_0 10 15 25 40 Ф 6 4 2 0 П+Б 70 54 23 5 М 24 42 75 95			
40Х	790	735	12	540	12	0,5	36	330	13	W_0 1,8 4 10 22 Ф 4 2 1 0 П+Б 69 23 9 5 М 27 75 90 95			
35ХМ	795	735	15	565	21	0,8	50	360	8,3	W_0 1 3,2 12 30 Ф 15 8 2 0 П+Б 75 60 48 5 М 10 32 60 95			
35ХВФА	800	730	20	490	10	1	65	370	4,8	W_0 2 5 15 20 Ф 6 4 2 <1 П+Б 74 46 8 4 М 20 50 90 95			
35ХМФА	800	730	25	525	6	1	70	360	4,4	W_0 2 5 15 20 Ф 6 4 2 1 П+Б 79 51 8 4 М 15 45 90 95			
40ХГСА	835	750	1,5	610	40	0,1	7	305	>200	W_0 0,2 0,4 <1 <1,2 Ф 1 1 <1 <1 П+Б 69 54 14 9 М 30 45 85 90			
35ХГСА	830	750	8	585	16	0,8	13	340	20	W_0 1 2 3 8 Ф 6 3 2 0 П+Б 90 57 18 5 М 4 60 80 95			
30ХГСА	830	750	13	600	8,9	1,6	30	355	16	W_0 3 5,5 15 20 Ф 5 3 0 0 П+Б 70 22 4 2 М 25 75 96 98			
20ХГС	840	755	30	540	7,4	3	60	395	7,2	W_0 6 10 16 52 Ф 5 3 0 0 П+Б 65 15 8 1 М 30 42 92 99			
20ХГСА	840	755	40	520	5,1	4	65	390	5,4	W_0 10 18 32 58 Ф 2 1 1 0 П+Б 58 15 5 2 М 40 84 94 98			

Диаграммы I типа

Таблица 22 (продолжение)

Марка стали	Характеристические параметры											Количество структурных составляющих (%) в зависимости от скорости охлаждения W_0 (град/сек)	
			Феррит			Перлит			Мартенсит				
	$A_{c1}, ^\circ C$	$A_{c2}, ^\circ C$	$W_0, \text{град/сек}$	$T_{Ф}, ^\circ C$	$t_{Ф}, \text{сек}$	$W_П, \text{град/сек}$	$T_{П}, ^\circ C$	$t_{П}, \text{сек}$	$W_М, \text{град/сек}$	$T_{М}, \text{H}, ^\circ C$	$t_{Б}, \text{сек}$		
Диаграммы II типа													
40ХГСНМТА	770	695	—	—	—	—	—	—	0,06	20	305	22	W_0 0,1 0,5 2,6 8,5 Ф 0 0 0 0 П+Б 95 55 4 3 М 5 45 96 97
45ХНМГА	745	705	—	—	—	—	—	—	0,04	10	280	35	W_0 0,1 0,5 2,4 8,5 Ф 0 0 0 0 Б 92 50 6 <2 М 8 50 94 98
45ХМА	760	720	2	650	200	4	470	70	0,1	25	305	20	W_0 0,4 1,5 4 10 Ф 6 3 0 0 П+Б 74 5П+16Б 56 <1П+14Б М 20 75 85 95
36ГСНА	830	700	12	495	12	—	—	—	0,5	46	315	13	W_0 1,1 4,3 8,5 30 Ф 15 3 2 0 П+Б 75 47 23 2 М 10 50 75 98
23Г	830	720	45	430	6,8	45	445	7,1	2	45	410	7,7	W_0 2,8 9,5 20 32 Ф 17 5 2 1 П+Б 75 25 6 2 М 8 70 92 97
45	785	735	35	590	3,5	35	540	4,8	3,5	65	340	5,8	W_0 8 18 30 48 Ф 5 1 1 0 П+Б 65 14 7 2 М 30 85 92 98
20НГМ	810	710	30	435	8,7	—	—	—	4	36	375	11	W_0 4 5 10 26 Ф 22 20 8 3 П+Б 78 75 77 25 М 0 5 15 72

Марка стали	Характеристические параметры											Количество структурных составляющих (%) в зависимости от скорости охлаждения W_0 (град/сек)	
			Феррит			Мартенсит							
	$A_{c1}, ^\circ C$	$A_{c2}, ^\circ C$	$W_Ф, \text{град/сек}$	$T_{Ф}, ^\circ C$	$t_{Ф}, \text{сек}$	$W_М, \text{град/сек}$	$T_{М}, \text{H}, ^\circ C$	$t_{Б}, \text{сек}$					
Диаграммы III типа													
42Х2ГСНМ	—	—	0,4	—	—	0,04	1,5	—	—	—	—	—	W_0 0,06 0,1 0,3 0,6 Ф 7 5 2 0 П+Б 85 75 38 15 М 8 20 60 85
43ХЗСНМФА	—	—	0,6	—	—	0,06	3	240	2000	—	—	—	W_0 0,1 0,4 1,0 2,0 Ф <2 <1 0 0 Б 78 29 5 3 М 20 70 95 97

Таблица 22 (окончание)

Марка стали	Характеристические параметры										Количество структурных составляющих (W_0) в зависимости от скорости охлаждения W_0 (град/сек)				
	Феррит					Мартенсит									
	$A_{c_2}, ^\circ\text{C}$	$A_{c_1}, ^\circ\text{C}$	$W_{\text{Ф}}, \text{град/сек}$	$T_{\text{Ф}}, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{Ф}}, \text{сек}$	$W_{\text{М}}, \text{град/сек}$	$W_{\text{М}}, \text{град/сек}$	$T_{\text{М}}, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{М}}, \text{сек}$	$t_{\text{Б}}, \text{сек}$					
30ХГСНВМ	830	750	0,8	—	—	0,08	12	270	20		W_0	0,1	0,4	1,0	5,0
											Ф	5	< 2	0	0
											Б	87	38	15	4
											М	8	60	85	96
25Х2ГСН2ВМ	—	—	4,5	600	32	—	5,5	310	90		W_0	1,9	4	5	6
											Ф	1	< 1	0	0
											Б	2	2	1	0
											М	98	97	99	100
18Х2ВФ	880	790	15	665	5,5	1	55	465	5,4		W_0	4	7	15	35
											Ф	10	3	0	0
											П + Б	88	93	90	70
											М	2	4	10	30
20Х2МФ	880	830	10	—	—	4	200	440	0,9		W_0	16	30	50	110
											Ф	0	0	0	0
											П + Б	80	55	45	20
											М	20	45	55	80
20Х2,5МВФ	880	830	10	—	—	5	200	440	0,9		W_0	16	38	55	110
											Ф	0	0	0	0
											П + Б	95	80	75	60
											М	5	20	25	40

интерес для отечественной промышленности. Для этих сталей построены диаграммы анизотермического превращения и структурные диаграммы. Краткая сводка этих данных приведена на рис. 94 и в табл. 22. В таблице указаны основные параметры, характеризующие кинетику превращения аустенита и структуру сталей в зависимости от скорости охлаждения.

Диаграммы превращения I типа ($W_{\text{Ф}} > W_{\text{М}}$) и II типа ($W_{\text{Ф}} = W_{\text{М}}$) с неразделенными температурными областями диффузионных превращений от областей промежуточного и мартенситного превращений характерны для большинства исследованных углеродистых и низколегированных сталей. На примере пяти сталей «хромансиль» (рис. 95) можно видеть резкое повышение устойчивости аустенита с увеличением содержания углерода. Сталь 40X практически во всем диапазоне скоростей охлаждения при сварке имеет структуру мартенсита с остаточным аустенитом. Также ведут себя и стали 45ХНМТА и 40ХГСНМТА.

Диаграммы III типа с разделенными областями превращений имеют стали в основном с повышенным содержанием хрома, например 18Х2ВФ, 20Х2МФ, 20Х2, 5МВФ (ЭИ-415), 30Х2ГСНВМ, 43Х8СНМФА, 42Х2ГСНМ и т. д. (рис. 96). При низком содержании углерода в сталях этой системы легирования (0,14% С в стали 18Х2ВФ) отчетливо очерчивается область выделения избыточного феррита, а область бейнитного превращения резко сдвигается в сторону малых скоростей охлаждения.

Решение вопроса о возможности использования данных дилатометрического анализа для оценки структуры околосварной зоны реальных сварных соединений связано не только с оценкой требуемой степени соответствия основных параметров термических циклов¹, но и с выяснением необходимости учета влияния пластической деформации аустенита на

¹ Этот вопрос рассмотрен в § 6 гл. V.

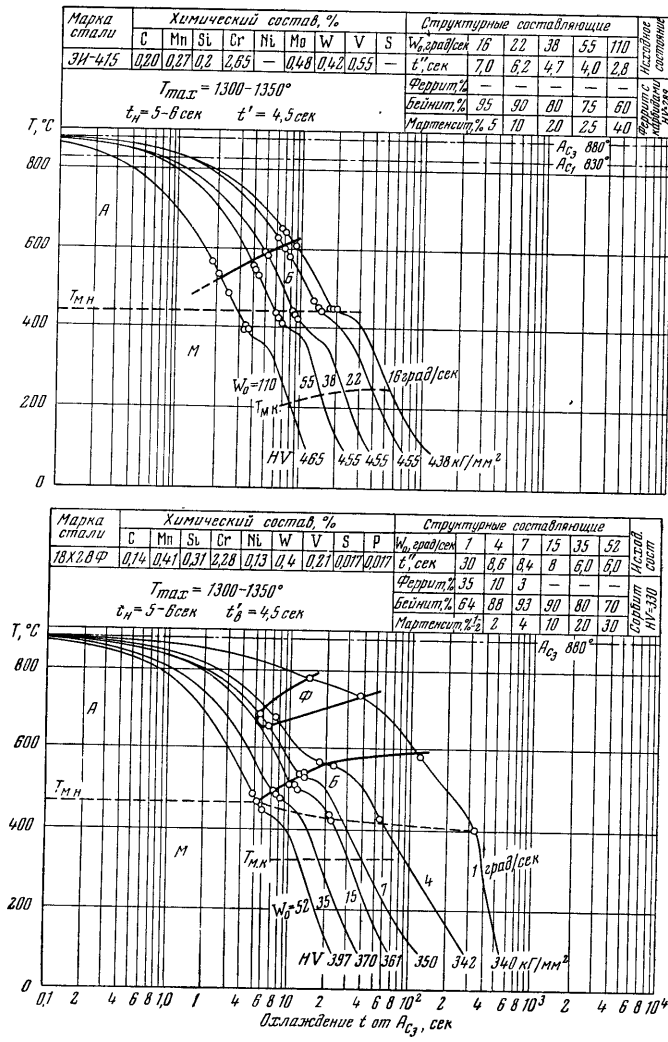


Рис. 96. Диаграммы анизотермического превращения аустенита стали 20X2.5MФВ (ЭИ-415) (вверху) и стали 18X2ВФ (внизу) в условиях сварки

его устойчивость. При дилатометрических испытаниях образцы в процессе охлаждения практически не подвергаются воздействию внешних сил, которые могли бы вызвать пластическую деформацию аустенита. В околошовной зоне внутренняя пластическая деформация достигает 0,7—1,8%. Эта деформация тем больше, чем ниже температура начала превращения аустенита в околошовной зоне и чем выше эта температура превращения в шве (см. § 3 гл. II). В образцах пробы ИМЕТ-1, используемых для построения структурных диаграмм, деформация аустенита при охлаждении возникает за счет реакции зажимов и примерно равна этой же величине.

§ 3. Влияние пластической деформации аустенита на кинетику мартенситного превращения при сварке, термической и термомеханической обработке

С позиций общей термодинамической теории фазовых превращений в чистых металлах пластическая деформация должна приводить к повышению температуры бездиффузионного (мартенситного) превращения за счет того, что система получает извне дополнительную энергию, восполняющую недостаток в разности свободных энергий аустенита и мартенсита и расходуемую на образование элементарных сдвигов (линейных дислокаций), которые при определенной кристаллогеометрической ориентации могут служить габитусными плоскостями зародышей новой фазы (см. § 2 гл. I). Кроме того, под влиянием пластической деформации возрастает число упругодеформированных объемов, подготовленных к более активному и легкому образованию мартенсита. В отсутствие пластической деформации, создаваемой внешними усилиями или за счет напряжений термического происхождения, система должна быть переохлаждена до более низкой температуры, при которой сдвиги могут возникать за счет флуктуационных (тепловых) процессов¹.

В сплавах пластическая деформация может, кроме того, вызывать химическую неоднородность и тем самым повышать температуры начала не только мартенситного, но и промежуточного превращения, а также инициировать и ускорять последнее. Таким образом, в сталях пластическая деформация может способствовать превращению аустенита посредством двух основных механизмов:

1) образование готовых габитусных плоскостей мартенситных зародышей и увеличение числа упругодеформированных объемов;

2) ускорение процесса развития химической неоднородности по углероду благодаря интенсификации диффузии вследствие возрастания роли поверхностной диффузии по отношению к объемной (имеется в виду диффузия по полосам скольжения, границам субзерен, блоков и по скоплениям дислокаций), а также за счет сегрегации углерода на этих границах раздела и дефектах.

Следует полагать, что для объяснения инициирующего влияния пластической деформации на мартенситное превращение (образование мартенсита деформации при температурах в интервале $T_0 - T_{м.н}$ и особенно вблизи $T_{м.н}$; повышение температуры $T_{м.н}$ начала мартенситного превращения и его объемной скорости при последующем охлаждении и т. д.) достаточен только один первый из указанных выше механизмов. Однако при объяснении инициирующего влияния деформации на безынтное превращение необходимо учитывать и второй механизм, так как объемная

¹ В отличие от положений теории напряжений [16, 29, 35, 185, 186] с точки зрения тепловой (термодинамической) теории мартенситного превращения для образования зародыша мартенсита сдвиг, вызываемый механическими или термическими напряжениями, принципиально не обязателен [5, 8, 9, 11, 140, 187].

скорость этого превращения зависит от степени неоднородности распределения углерода и от скорости диффузии его в аустените. При малой пластической деформации бейнитное превращение активизируется, по-видимому, в основном за счет ускорения диффузии углерода, т. е. более быстрого перемещения его к местам возникновения зародышей цементита, а также, возможно, и вследствие увеличения скорости зарождения цементитной фазы. Как будет показано в § 4 гл. V, для того чтобы пластическая деформация могла оказать заметное влияние на неоднородность аустенита за счет сегрегации углерода, необходимо создать относительно высокую плотность дислокаций, т. е. подвергнуть аустенит достаточно большой деформации, так как углерод обладает малой способностью к сегрегации в аустените.

Влияние пластической деформации, создаваемой при различных температурах в интервале относительной устойчивости аустенита и ниже $T_{м.н.}$, на кинетику мартенситного превращения было изучено в работах [38, 39, 41, 188—194 и др.] на сталях и сплавах железа с низкой $T_{м.н.}$ (от +35 до -90°). Из этих работ можно сделать следующие основные выводы.

Наибольшее количество мартенсита за счет деформации образуется при $T_d = T_{м.н.}$ (здесь T_d — температура деформации). Снижение количества мартенсита деформации при $T_d > T_{м.н.}$ обусловлено повышением устойчивости аустенита, а при $T_d < T_{м.н.}$ — малой пластичностью его и образованием мартенсита за счет переохлаждения [192, 193]. При некоторых достаточно высоких температурах (например, для стали X18H8 выше 175°) мартенситное превращение в процессе деформирования не начинается даже при самых больших возможных степенях деформации ϵ [38] (выше T_0 структура аустенита в сталях аустенито-мартенситного класса полностью устойчива).

С увеличением скорости деформации v_d количество мартенсита деформации (при одинаковых ϵ) тем меньше, чем резче повышается температура металла в зависимости от v_d и способа деформации [194].

Малые ϵ , еще не приводящие к образованию мартенсита в процессе деформирования в интервале $T_{м.н.} - T_0$, а также малые ϵ в районе и выше T_d при последующем охлаждении интенсифицируют мартенситное превращение в сталях и сплавах с высокими пределами упругости и текучести аустенита. В зависимости от состава сплавов и T_d величина ϵ , при которой наблюдается максимальный активизирующий эффект, колеблется в пределах 2—45% [38]. Деформирование даже с весьма малыми ϵ при достаточно высоких T_d вследствие резкого снижения пределов упругости и текучести аустенита вообще не вызывает эффекта активации превращения при последующем охлаждении [39]. Как отмечает Г. В. Курдюмов [38], при этом влияние активизирующих факторов (пики напряжений или упругие деформации, локализованные в малых объемах) постепенно становится слабее в связи с понижением предела упругости и развитием процессов релаксации, а влияние тормозящих факторов (измельчение блоков и зерен) возрастает (см. § 2 гл. I). Низкотемпературный отжиг ($100-400^\circ$) предварительно деформированного аустенита не только снимает активизирующее действие деформации, но дополнительно приводит к стабилизации аустенита.

В сплавах с низкими упругопластическими свойствами аустенита (безуглеродистые — типа OX28ГЗ) активизирующий эффект малых ϵ имеет место, если деформация осуществляется при достаточно низкой температуре, обеспечивающей возникновение и сохранение пиков напряжений [39]. При более высоких T_d этот эффект не обнаруживается, а сразу выявляется стабилизация аустенита [188, 189]. Для полного устранения стабилизации необходим высокотемпературный отжиг аустенита (существенно выше температуры рекристаллизации) [39].

Более высокие ϵ , как приводящие, так и не приводящие к мартенситному превращению при T_d , стабилизируют аустенит. Чем выше T_x (как по абсолютной величине, так и по отношению к $T_{m.n}$), тем сильнее проявляется эффект стабилизации и тем меньшая ϵ требуется для полного подавления превращения при последующем охлаждении [38, 188—190, 41].

Пластическая деформация оказывает на объемную скорость превращения более резкое влияние, чем на общее количество мартенсита. Однако как при малых, так и при больших ϵ она не влияет на общий характер кривой изменения объемной скорости превращения в зависимости от степени переохлаждения, поскольку мартенситное превращение является процессом термическим. Абсолютные же величины скоростей, а также температура, которой соответствует максимальная скорость, значительно изменяются. При малых ϵ , активизирующих превращение, объемная скорость возрастает наиболее резко при малых и средних степенях переохлаждения. При больших ϵ , тормозящих превращение, объемная скорость снижается, что заметно при средних и особенно при больших степенях переохлаждения, так как стабилизирующий эффект предварительной деформации складывается со стабилизирующим эффектом фазового наклепа. Максимум скорости превращения всегда смещается в область более высоких температур (ближе к $T_{m.n}$) и тем резче, чем выше ϵ . Активизация превращения сопровождается повышением полноты превращения, а торможение, наоборот, снижением [38, 39, 188].

Об активизирующем или тормозящем влиянии предварительной пластической деформации на мартенситное превращение при последующем охлаждении судить по характеру изменения $T_{m.n}$ можно с достоверностью в тех случаях, когда в процессе деформирования мартенситное превращение не протекает (при любых ϵ в районе T_o и выше либо при изменении ϵ в некотором легко устанавливаемом диапазоне не слишком малых значений в интервале $T_{m.n} - T_o$). При этом эффект активизации превращения сопровождается повышением $T_{m.n}$, а эффект торможения — снижением $T_{m.n}$.

Приведенные данные свидетельствуют о сложном, двойственном характере влияния пластической деформации аустенита на кинетику мартенситного превращения. Как указывалось выше, это обусловлено определенными изменениями тонкой кристаллической структуры аустенита, которые различаются по типу нарушений кристаллического строения и оказывают противоположное влияние на образование мартенситных кристаллов.

При малых степенях деформации ϵ изменения структуры аустенита связаны в основном с поворотом зерен друг относительно друга и возникновением внутри них отдельных полос скольжения. При этом могут развиваться и процессы дробления тонкой структуры (образование субзерен и измельчение блоков мозаичной структуры, например, за счет полигонизации), однако, по-видимому, не так интенсивно, как при высоких степенях деформации. Как показано Г. В. Курдюмовым с сотрудниками [40], в зависимости от степени холодной пластической деформации разнообразных двойных сплавов железа размеры блоков (области когерентного рассеяния) изменяются от $(8 \div 10) \cdot 10^{-6}$ см (при $\epsilon=5\%$) до $(3 \div 4) \cdot 10^{-6}$ см (при $\epsilon=60-80\%$). Одновременно углы разориентировки между блоками возрастают от секунд до нескольких минут. При этом углы разориентировки между соседними субзернами или фрагментами (в частности, полосы скольжения, кристаллы мартенсита и т. д.) обычно оказываются на порядок больше (до 40—50 мин). Подобный же характер изменения тонкой структуры имеет место и при закалке в результате мартенситного превращения, а также при сочетании пластической деформации с закалкой (термомеханическая обработка). В послед-

нем случае можно добиться наиболее высоких степеней измельчения блочной структуры (до $1,5 \cdot 10^{-6}$ см).

При малых ϵ в аустените образуются готовые габитусные плоскости мартенситных зародышей и увеличивается число микрообъемов, которые испытывают неоднородную упругую деформацию и оказываются подготовленными к сдвигу при последующем охлаждении. В результате этого зарождение мартенситных кристаллов облегчается и превращение активизируется. Наблюдаемое при этом некоторое уменьшение размеров мартенситных кристаллов обуславливается, по-видимому, не только ограничением возможности их роста из-за наличия препятствий в виде полос скольжения и границ субзерен, но в существенной мере и резким увеличением числа мест одновременного легкого зарождения кристаллов.

В отсутствие предварительного воздействия малой пластической деформации возникновение в аустените упругодеформированных объемов также имеет место, однако ниже $T_{м.п.}$, на начальной стадии превращения за счет полей напряжений, образующихся вокруг растущих мартенситных кристаллов. Благодаря этому обеспечивается автокаталитический характер развития превращения. Вместе с тем при достижении определенного количества мартенсита увеличение степени фазового наклёпа приводит к подавлению влияния этого активизирующего фактора и к развитию эффекта стабилизации аустенита (как вследствие нарушения когерентности решеток на границе раздела фаз, так и в результате образования большого числа поверхностей раздела в аустените, блокированных примесными атомами и вакансиями).

При больших степенях деформации аустенита происходит непрерывное увеличение числа полос скольжения. Дислокации, составляющие скопления на одних полосах, взаимодействуют с такими же дефектами решетки в местах пересечения с другими полосами скольжения и образуют мелкую сетку субзерен. В пределах субзерен также идет дробление (например, за счет полигонизации), сопровождающееся релаксацией упругих искажений второго рода (пиков микронапряжений), устойчивость которых оказывается тем ниже, чем выше степень деформации и температура.

Измельчение субзерен — фрагментов и расположенных внутри них блоков сопровождается существенным увеличением углов разориентировки и нарушением когерентности решетки у поверхностей раздела. Одновременно с увеличением степени деформации аустенита интенсифицируется блокировка примесными атомами и вакансиями всех этих поверхностей раздела, а также скоплений дислокаций внутри блоков. В подобных условиях даже границы блоков не только не должны являться дополнительными местами образования мартенситных кристаллов, но и могут служить препятствиями при росте зародышей (возникающих внутри блоков) по крайней мере на стадии достижения ими критических размеров. Что же касается отдельных дислокаций и их скоплений внутри блоков, то их роль в качестве готовых зародышевых центров мартенситных кристаллов определяется степенью развития процесса термической стабилизации аустенита. Повышение температуры деформации (до известного предела, определяемого устойчивостью «облаков» Коттрелла) и снижение последующей скорости охлаждения способствуют блокированию дислокаций за счет диффузии примесных атомов и уменьшают вероятность образования мартенситных кристаллов в этих местах. Для зарождения кристаллов становятся необходимыми сдвиги в других свободных от закрепленных дислокаций участках объемов блоков.

Существенно отметить, что при больших степенях деформации размеры мартенситных кристаллов находятся в четком пропорциональном соответствии с размерами блоков. По-видимому, это обусловлено тем, что с измельчением блоков и увеличением углов их разориентировки свободная

длина роста одновременно зарождающихся кристаллов мартенсита уменьшается не только в результате препятствий со стороны границ субзерен или фрагментов (полос скольжения), но и вследствие столкновения друг с другом самих мартенситных кристаллов, которые в этом случае растут в более разориентированных направлениях. Измельчение тонкой структуры аустенита при средних и высоких ϵ является одним из решающих факторов, приводящих к резкому упрочнению мартенсита при термомеханической обработке. Образовавшиеся при деформации дефекты в аустените не просто наследуются (переходят) в мартенсит,

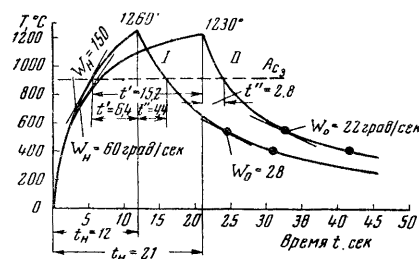


Рис. 97. Термические циклы при изучении влияния пластической деформации аустенита при непрерывном охлаждении на температуру начала мартенситного превращения с помощью вакуумного микроскопа ИМЕТ-ВМД. Точками указаны пределы изменения температуры деформации

но и оказывают существенное влияние на его структуру и образование дополнительных дефектов за счет фазового наклепа (см. § 4 гл. V).

Как уже указывалось выше, подавляющее большинство литературных данных о влиянии пластической деформации на кинетику мартенситного превращения относится к сталям с мартенситной точкой $T_{м.н}$ вблизи или ниже комнатной температуры. Все же исследованные нами стали имеют температуру начала мартенситного превращения $T_{м.н}$ значительно более высокую (в зависимости от состава 460—

240°). В связи с этим представляет принципиальный интерес проверить влияние пластической деформации аустенита на положение мартенситной точки $T_{м.н}$ на примере нескольких из этих сталей. Исследование было проведено автором, Б. А. Смирновым и В. В. Беловым на сталях 15X12НМВФА, 43ХЗСНМФА и 35ХЗНЗМ. В отсутствие деформации аустенита первые две стали имели мартенситную точку $T_{м.н} = 260 \div 270^\circ$, а третья — $305 \div 310^\circ$. Образцы (рис. 32, а) из этих сталей нагревали в установке ИМЕТ-ВМД (см. § 4 гл. III) по термическому циклу I, показанному на рис. 97. Образцы из стали 15X12НМВФА нагревали также и по циклу II с целью оценки влияния степени гомогенизации и размера зерна аустенита на изменение $T_{м.н}$ в зависимости от величины деформации. После воздействия цикла I средний диаметр зерна аустенита этой стали составлял 0,03—0,05 мм, а после воздействия цикла увеличился до 0,1—0,12 мм. При этом степень гомогенизации возрастала. Термические циклы были подобраны так, чтобы структура сталей состояла из мартенсита и остаточного аустенита. Сталь 15X12НМВФА содержала также весьма малое количество избыточного феррита.

Растяжение образцов производили в процессе охлаждения грузами. Нагрузку прикладывали при помощи специальной рычажной системы при заданной температуре деформации (от 550 до 400°). Деформацию при охлаждении, приложении грузов и в процессе мартенситного превращения регистрировали с помощью дилатометра, расположенного поперек шейки образца. Изменения температуры и деформации записывали на осциллографе. Кроме того, наблюдение за мартенситным превращением вели визуально с помощью микроскопа при увеличении в 300 раз. Для измерения деформации вдоль шейки полированную рабочую часть образца размечали отпечатками на приборе для определения микротвердости (при нагрузке 200 г), расположенными в три ряда на длине 5 мм,

в пределах которой обеспечивался равномерный нагрев. Расстояние между центрами отпечатков измеряли до и после испытания, когда образец охлаждался до комнатной температуры.

Степень деформации как по относительному сужению ϵ_{\perp} образца в поперечном сечении, так и по относительному удлинению ϵ_{\parallel} , определяемому на условной длине 2 мм, находится в строго определенной зависимости от предела текучести металла, величины напряжения σ , а также от температуры, при которой происходит нагружение образца. В качестве примера на рис. 98 приведена зависимость между напряжением σ и величиной относительного удлинения ϵ_{\parallel} для стали 15X12НМВФ.

Следует особо отметить, что определенное $T_{м.н}$ по появлению первых игл мартенсита на поверхности полированного образца принципиально должно давать немного завышенные значения $T_{м.н}$, так как вследствие максимума свободной энергии на поверхности превращение должно начинаться при более высокой температуре, чем во внутренних объемах образца.

Наблюдение за процессом мартенситного превращения позволяет составить общее представление о влиянии предварительной пластической деформации на структуру аустенита и кинетику его последующего мартенситного превращения.

При нагреве до 1200—1300° границы зерен аустенита выявляются слабо, если вакуум составляет 10^{-3} и выше. Пластическая деформация при удлинении ϵ_{\parallel} , равная 2—3%, мало заметна. Она проявляется в том, что отчетливее выявляются границы зерен, а также возникают отдельные линии сдвига. При несколько большей степени деформации отчетливо выявляются границы зерен, кроме того на поверхности зерен образуется рельеф. Отдельные зерна делают выпуклыми и выступают над поверхностью, что является следствием поворота зерен в результате деформации. Количество линий сдвига возрастает. При степенях деформации $\epsilon_{\parallel} > 20\%$ число их делается обычно настолько значительным, что затрудняется наблюдение за образованием мартенситных игл (пластин) в процессе превращения.

В том случае, если образец в аустенитном состоянии не подвергается растяжению, температура начала мартенситного превращения $T_{м.н}$, соответствующая образованию первых игл мартенсита, очень близка к температуре наибольшей интенсивности превращения. Практически, при визуальном наблюдении, вслед за появлением первых игл мартенсита через очень малые доли секунды начинается массовое превращение, протекающее одновременно во всем поле зрения микроскопа. Типичный характер структуры после превращения показан на рис. 99.

Температура стали 15X12НМВФ по данным визуальных наблюдений при охлаждении без деформации образцов колеблется в пределах 256—286°. При малых и средних степенях деформации ($\epsilon_{\parallel} < 10\%$) начало мартенситного превращения наблюдается так же отчетливо, как и без деформации. Характер кинетики превращения остается без существенных изменений: так же появляются отдельные иглы мартенсита и вслед за этим немедленно начинается массовое превращение.

При деформациях более 20—30%, когда образуется значительное количество линий сдвига, последние затрудняют наблюдение за образо-

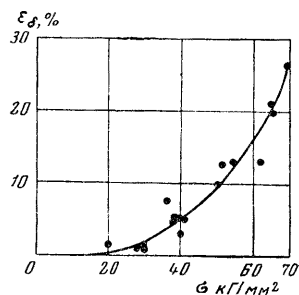


Рис. 98. Зависимость относительного удлинения образца ϵ_{\parallel} стали ЭИ-962А в шейке на базе 2 мм от величины напряжения σ , прикладываемого в состоянии аустенита при температуре 400°

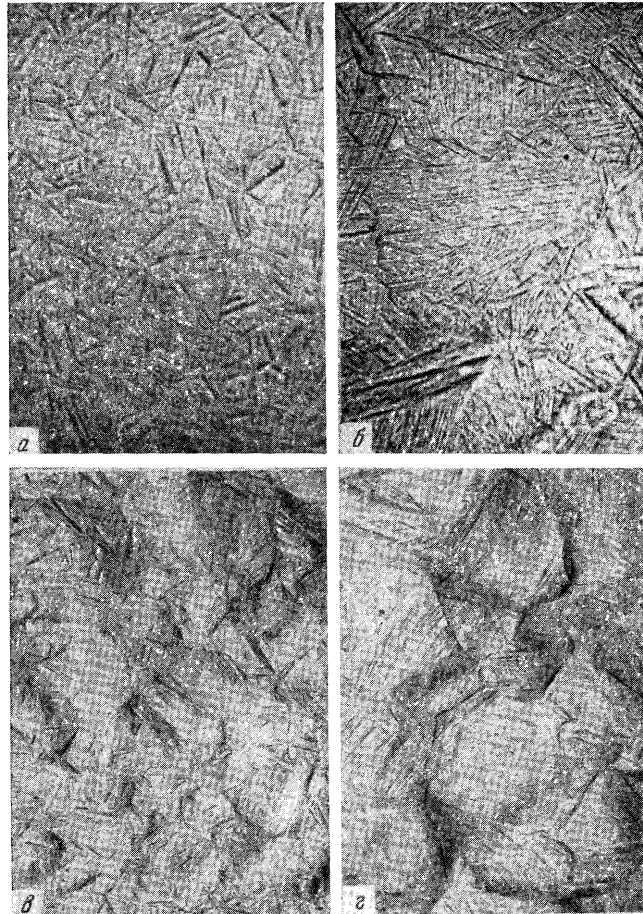


Рис. 99. Структура мартенсита стали ЭИ-962А после нагрева и охлаждения образцов в камере вакуумного микроскопа по циклам рис. 97 ($\times 300$):

а — без деформации аустенита; б — с деформацией на 5% (по удлинению на базе 2 мм) при 400°; в — то же, на 12,5%; г — то же, на 20%

ванием мартенсита. Следует отметить, что количество игл мартенсита в этом случае очень невелико и период массового превращения почти не заметен, а само превращение растянуто во времени (и, следовательно, по температуре) и протекает вяло. Более объективные данные о кинетике превращения дают dilatометрические измерения поперечных деформаций. Они выявили точно такой же характер изменения $T_{м.н}$ и $T_{м.к}$ в зависимости от степени деформации, как и визуальные наблюдения. Однако во всех случаях абсолютные значения $T_{м.н}$ примерно на 20–30° ниже.

Влияние степени деформации на положение точки $T_{м.н}$ исследованных сталей показано на рис. 100 и 101. Во всех случаях малые деформации аустенита, характерные для сварки и обычной закалки, активизируют мартенситное превращение, а большие, применяемые при низкотемпературной термомеханической обработке, вызывают механическую стабилизацию аустенита и делают превращение более вялым, т. е. налицо тот же эффект, что и в сталях с $T_{м.н}$ близкой или ниже комнатной температуры.

С увеличением степени деформации ϵ_s от 0 до 4–6% точка $T_{м.н}$ стали 15X12НМВФА повышается от 255–285 до 300–345°. При более

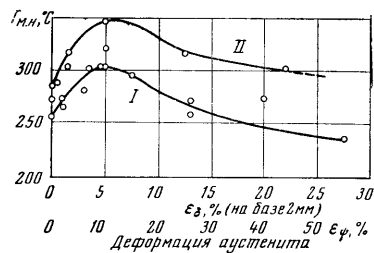


Рис. 100. Изменение температуры начала мартенситного превращения стали 15X12НМВФА в зависимости от степени деформации аустенита при 400° в условиях непрерывного охлаждения по циклам I и II на рис. 97:

I — $W_n = 110 + 125$ град/сек, $W_o = 24 + 28$ град/сек;
II — $W_n = 70 + 91$ град/сек, $W_o = 16 + 24$ град/сек;

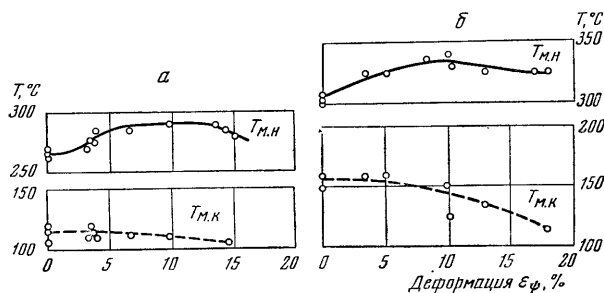


Рис. 101. Изменение температуры начала мартенситного превращения сталей в зависимости от степени деформации по относительному сужению ϵ_s аустенита при 550° и условиях непрерывного охлаждения:

а — сталь 43X30НМФА; б — сталь 35X3НЗМ

высоких степенях деформации $T_{м.н}$ вновь снижается и при 20–25% достигает 295–235°. Полученные экспериментальные значения $T_{м.н}$ распределились в основном около двух кривых (см. рис. 100), ограничивающих область разброса. Верхняя кривая соответствует значительно более высоким скоростям нагрева W_n и более коротким длительностям $t' + t''$ пребывания аустенита выше 900° в сравнении с нижней кривой. Для условий нагрева, отвечающих верхней кривой, характерны меньшие

степени растворения устойчивых карбидов и гомогенизации аустенита, в результате чего средняя концентрация углерода в нем ниже, чем для условий нижней кривой. Уменьшение содержания углерода в твердом растворе приводит к повышению $T_{м.н}$. Подобное объяснение разброса опытных данных по $T_{м.н}$ при одинаковых степенях деформации полностью соответствует полученным нами закономерностям, которые были изложены в § 2 гл. V.

У сталей 43ХЗСНМФА и 35ХЗНЗМ изменение $T_{м.н}$ изучено в зависимости от ϵ_ϕ в пределах от 0 до 15—18%, которые соответствуют более узким пределам ϵ_s (от 0 до 6—7%). Как и в стали 15Х12НМВФА, в этих двух сталях малая пластическая деформация активизирует мартенситное превращение. Максимальных значений $T_{м.н}$ достигает также при $\epsilon_\phi = 10 \div 12\%$ или $\epsilon_s = 5 \div 6\%$. У стали 43ХЗСНМФА температура $T_{м.н}$ повышается от 260—265 до 280—285°, а у стали 35ХЗНЗМ — от 305—310 до 335—340°, т. е. на 20—30°. Температура условного конца мартенситного превращения $T_{м.к}$ при этом непрерывно снижается. Эти данные в частности показывают, что с приближением температуры деформации аустенита к $T_{м.н}$ эффект активизации мартенситного превращения увеличивается. Как будет показано в гл. VI, на использовании эффекта активизации мартенситного превращения в околосварочной зоне основан один из способов предупреждения холодных трещин при сварке закаляющихся сталей.

§ 4. Влияние пластической деформации на устойчивость аустенита при температурах бейнитного превращения в условиях сварки, изотермической закалки и низкотемпературной термомеханической обработки

В сталях с относительно невысокой устойчивостью аустенита пластическая деформация в температурном интервале $T_0 - T_{м.н}$ может способствовать бейнитному превращению, поскольку она ускоряет процесс развития химической неоднородности аустенита по углероду. В связи с этим представляет интерес выяснить, в какой мере это явление может быть обусловлено не только интенсификацией процессов миграции углерода за счет повышения роли поверхностной диффузии, но и сегрегацией углерода на дислокациях.

С этой целью автором была предпринята попытка количественно оценить процесс сегрегации углерода в аустените в зависимости от плотности дислокаций, расположенных в полосах скольжения, по границам блоков и субзерен и в виде отдельных скоплений.

Для простоты расчета модель тонкой структуры аустенита была схематизирована в виде равномерной сетки дислокаций, образующих границы блоков, причем все дислокации были отнесены к этим границам.

Условность этой схемы заключается в том, что пластическая деформация не всегда должна приводить к образованию блоков в аустените, так как ниже определенных невысоких температур или при достаточно быстром охлаждении развитие процесса полигонизации исключается.

Расчет основан на представлениях теории дислокаций, разработанных А. Х. Коттреллом. Из его работы [27] известно, что отношение предельной концентрации легирующих или примесных атомов на дислокации C_d к средней концентрации примеси в твердом растворе C выражается в виде распределения Максвелла

$$\frac{C_d}{C} = e^{u/kt}, \quad (1)$$

где u — разность энергий растворения легирующего элемента или примеси в неискаженной решетке и в искаженных ее участках вокруг дислокаций, эв; k — постоянная Больцмана, $8,57 \cdot 10^{-5}$ эв/град; T — абсолютная температура, ° К.

Для легирующих элементов и примесей, обладающих высокой способностью к сегрегации, например углерод, азот и кислород в феррите, величина u обычно принимается равной 0,5 эв [6, 50, 195]. Для углерода в аустените в связи с меньшей способностью к сегрегации в качестве первого приближения примем ряд более низких значений u (от 0,10 до 0,25 эв).

Уравнение (1) справедливо при $C \ll 1$, где под 1 следует понимать 30 ат. % примеси, так как предполагается, что вблизи скоплений дислокаций (в частности, границ блоков и зерен) примерно треть узлов решетки сжата, треть расширена и треть не изменена [50].

Для того чтобы применить уравнение (1), необходимо его правую часть умножить на число дислокаций N , приходящихся на один блок аустенита

$$N = \frac{\rho B^3}{l}, \quad (2)$$

где ρ — плотность дислокаций, см/см²; B — средний размер блока, см; l — свободная длина дислокации, см.

По Кульман-Уилсдорф [196] свободная длина дислокаций может быть принята равной $l = \sqrt{m/\rho}$, где m — параметр, незначительно зависящий от конфигурации дислокаций, изменяется в пределах от 3 до 2π и определяется степенью регулярности распределения дислокаций. Для нерегулярного распределения дислокаций его принимают равным 5. Учитывая заданную нами модель тонкой структуры аустенита в виде блоков, примем m равным 4. Тогда окончательное выражение (2) будет иметь вид

$$N = 0,5\rho^{3/2}B^3. \quad (3)$$

При достаточно малом размере блока сегрегация углерода на границах блока и дислокациях, расположенных внутри него, будет приводить в пределе к обеднению углеродом неискаженных участков твердого раствора внутри блока. В выражении (1) за величину C примем не среднюю концентрацию углерода в стали $C_{ср}$, а предельную концентрацию углерода в твердом растворе внутри блока. При этом после учета числа N дислокаций в блоке окончательное выражение для расчета сегрегации легирующих элементов или примесей на дислокациях представится в виде

$$C_d/C = 0,5\rho^{3/2}B^3 e^{u/kT}. \quad (4)$$

Если при известных размерах блока B и ширине границ блока, принимаемой за трехатомную $3d$, условно отнести все дислокации на границы блоков, то средняя концентрация углерода выразится

$$C_{ср} = \frac{CB^3 + C_d^* 3d^3 B^2}{B^3 + 3d^3 B^2} = \frac{CB^3 + C_d^* 9dB^2}{B^3 + 9dB^2}, \quad (5)$$

где d — диаметр атома основы сплава (для железа $d = 2,53 \cdot 10^{-8}$, см). Числитель выражения (5) представляет собой сумму произведений предельной концентрации углерода внутри блока на объем блока (CB^3) и предельной граничной концентрации на объем границ ($C_d^* 3d^3 B^2$). Здесь блок принят в виде куба с ребром B . Поэтому блоку принадлежат три грани, каждая из которых имеет площадь B^2 . Знаменатель — общий объем блока, включая границы.

После преобразования уравнения (5) получим

$$C_{\text{ср}} = C \frac{B + \frac{C_d}{C} 9d}{B + 9d}; \quad (6)$$

$$C = C_{\text{ср}} \frac{B + 9d}{B + \frac{C_d}{C} 9d} \quad (7)$$

или

$$\frac{C}{C_{\text{ср}}} = \frac{B + 9d}{B + \frac{C_d}{C} 9d}. \quad (8)$$

По уравнению (7) можно рассчитывать предельную концентрацию C внутри блока по известному соотношению концентраций C_x/C , определяемому из уравнения (4).

Размер блоков и плотность дислокаций в аустените можно приблизительно выбрать по литературным данным, имеющимся для ряда закаленных сталей, а также сплавов железа, подвергнутых деформации при комнатной температуре (табл. 23). Однако при этом необходимо учесть, что вследствие фазового наклепа плотность дислокаций в мартенсите значительно выше, а размер блоков меньше, чем в аустените. Если оценить эту разницу примерно в 10 раз, то для аустенита, получаемого в условиях термообработки при температурах гомогенизации, незначительно превышающих $A_{\text{сн}}$, можно принять плотность дислокаций $\rho = 2 \cdot 10^{-10}$ см/см², а средний размер блоков $B = 1 \cdot 10^{-5}$ см. Для условий высокотемпературного нагрева стали в околосшовной зоне при сварке вследствие собирательной рекристаллизации ρ будет еще меньше ($\sim 10^8 - 10^9$, как для отожженных металлов), а B значительно больше.

Для случая низкотемпературной термомеханической обработки стали значения ρ и B для переохлажденного аустенита, деформированного при температурах ниже температуры рекристаллизации, можно без особой погрешности принять такими же, как и для холоднодеформированного α -Fe и его сплавов: при степени деформации $\epsilon = 15 - 20\%$ величина $\rho = 1 \cdot 10^{11}$ см/см² и $B = 5 \cdot 10^{-6}$ см; при $\epsilon = 50 - 80\%$ величина $\rho = 3 \cdot 10^{11}$ см/см² и $B = 3 \cdot 10^{-6}$ см.

Характер изменения соотношений C_x/C и $C/C_{\text{ср}}$, рассчитанных для этих трех вариантов значений ρ и B при u от 0,1 до 0,25 эв, в температурном интервале бейнитного превращения (300—600°) показан на рис. 102.

Определим значения разности u и энергий растворения углерода на границах блока (или дислокациях) и в искаженных объемах блоков аустенита, т. е. движущей силы сегрегации, путем сопоставления результатов расчета для случая изотермической выдержки (без деформации) с данными диаграмм изотермического превращения аустенита углеродистых сталей со средним содержанием углерода 0,54 и 0,88%. Расчет проведен для температуры 400°.

Выбор минимальных предельных значений u может быть основан на следующих простых соображениях. При температуре 400° для начала бейнитного превращения в нелегированных углеродистых сталях необходимо обеднение твердого раствора углеродом примерно до 0,275% (см. рис. 3). Это условие выполняется для стали с 0,54% С при $C/C_{\text{ср}} = 0,275/0,54 = 0,510$, а для стали с 0,88% С при $C/C_{\text{ср}} = 0,275/0,88 = 0,312$. По данным рис. 102 эти величины $C/C_{\text{ср}}$ могут быть обеспечены соответственно при $C_x/C \geq 43,7$ ($u \geq 0,20$ эв) и $C_x/C \geq 107$ ($u \geq 0,25$ эв). Увеличение разности энергии растворения углерода в искаженных и неискаженных участках кристаллической решетки u от 0,20 до 0,25 эв

Таблица 23
Влияние холодной деформации и закалки на плотность дислокаций и размер блоков в сталях и сплавах железа

Сплав	Состояние	Твердость HV	Размер блоков B, 10 ⁻⁴ см	Плотность дислокаций ρ , см ⁻²	Источник	Сплав	Состояние	Твердость HV	Размер блоков B, 10 ⁻⁴ см	Плотность дислокаций ρ , см ⁻²	Источник
α -Fe	$\epsilon = 20\%$ (холодная деформация)	—	—	1 · 10 ¹¹	А. Х. Коттрелл [27] (показано, что из твердого раствора на дислокаций уда- ляется 10 ⁻³ — 10 ⁻² вес. % С или N)	α -Fe	$\epsilon = 80\%$ (хо- лодная де- формация) То же	—	3,0	—	Г. В. Кур- дюмон и др. [40] То же
Fe—25% Ni	Закалка	270	2,5	—	Г. В. Курдюмов и др. [40]	Ст. 45	Закалка	400	5,0	9 · 10 ¹⁰	Л. И. Мир- кин [197] То же
Ni	$\epsilon = 20$ — 70% (холодная деформация)	205	5,0	—	То же	30ХГТ 18ХГТ Ст. 20	» » »	400 380 340	3—5 2—4 2—4	(10 ÷ 18) · 10 ¹⁰ (15 ÷ 18) · 10 ¹⁰ 11 · 10 ¹⁰	То же » »

Таблица 24
Сравнение расчетных и опытных значений длительности до начала заметного превращения переохлажденного аустенита в бейнит в условиях изотермической выдержки при 400° без деформации и после деформации на 15—20% для различных сталей

Марка стали	Соединение С, %	Условия обработки	Плотность дислока- ций в аус- тените ρ , см ⁻²	Размер блоков в аус- тените B, см	Энер- гия сегре- гации U, эв	Отношение пре- дельной концен- трации углерода в аустените и стали C/C _{спр}	Отношение пре- дельной концен- трации углерода в аустените $\sigma = \frac{C_0}{C}$	Параметры диффузии угле- рода в аустените *		Длительность до начала пре- вращения, сек	Источник опытных данных	
								Q, ккал/ моль	D, см ² /сек			
Ст. 50	0,54	Без деформации	2 · 10 ¹¹	1 · 10 ⁻⁵	0,20	0,512	43,7	34,0	0,23	2,32 · 10 ⁻¹²	3,3	[171]
Ст. 49 43ХЗНМФД	0,88	То же	2 · 10 ¹⁰	1 · 10 ⁻⁵	0,25	0,296	107	32,0	0,15	6,8 · 10 ⁻¹²	6,8	[171]
	0,44	»	2 · 10 ¹⁰	1 · 10 ⁻⁵	0,25	0,296	107	39,6	0,14	2,11 · 10 ⁻¹⁴	2160	Автор рис. 105
То же	0,44	После де- формации	1 · 10 ¹¹	5 · 10 ⁻⁶	0,25	0,078	153	39,60	0,14	2,11 · 10 ⁻¹⁴	21 **	20

* Числовые значения параметров диффузии Q и D₀ взяты по данным, опубликованным в работе [5]; D = D₀ exp(-Q/RT).

** Расчет выполнен по уравнению (2), исходя из условий дислокации 25%-ной концентрации углерода на границах блоков, так как уже при ней обеспечивается необходимая степень обобщения твердого раствора.

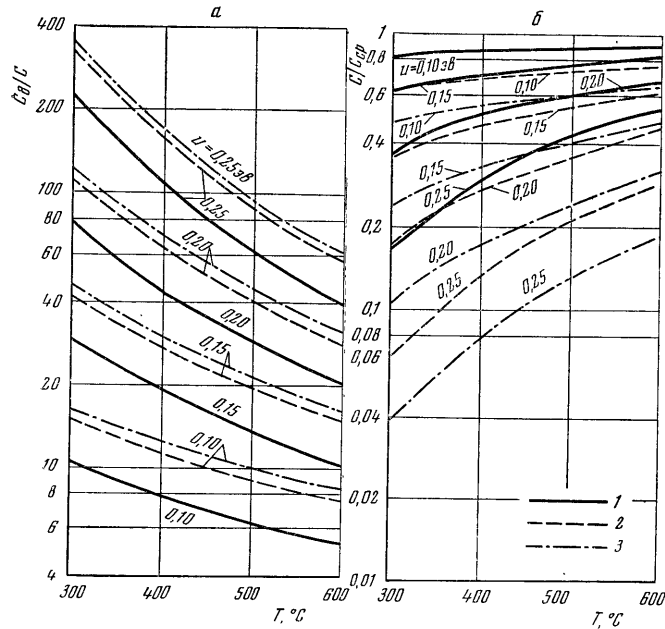


Рис. 102. Изменение отношения между предельной концентрацией углерода по границам и внутри блоков аустенита C_A/C (а) и отношения между предельной концентрацией внутри блоков и средней концентрацией углерода в стали $C/C_{ср}$ (б) в зависимости от температуры при различных значениях u , ρ и B :

1 — термическая обработка (изотермическая выдержка переохлажденного аустенита), $\rho = 2 \cdot 10^{10}$ см/см³, $B = 1 \cdot 10^{-5}$ см; 2 — низкотемпературная термомеханическая обработка (изотермическая выдержка переохлажденного аустенита после деформации на 15–20%), $\rho = 1 \cdot 10^{11}$ см/см³, $B = 5 \cdot 10^{-6}$ см; 3 — то же, после деформации на 50–80%, $\rho = 3 \cdot 10^{11}$ см/см³, $B = 3 \cdot 10^{-6}$ см

с ростом содержания углерода в стали от 0,54 до 0,88% вполне закономерно, так как чем выше концентрация углерода, тем ниже энергия его связи с атомами железа в решетке. Проверим, достаточны ли выбранные значения C_A/C для создания на границах блоков и дислокациях концентрации углерода, необходимой для образования цементита Fe_3C , который может быть одной из ведущих фаз в бейнитном превращении¹. В карбиде Fe_3C стехиометрическое содержание углерода составляет 0,25 ат. % или 6,67 вес. % С. При наименьшем из выбранных нами соотношений $C_A/C = 43,7$ и при $C = 0,275$ вес. % С величина $C_A = 43,7 \cdot 0,275 = 12$ вес. %, т. е. значительно больше стехиометрического содержания. Таким образом, оба условия, необходимые для развития бейнитного превращения, выполнены.

Для приближенного расчета длительности изотермической выдержки до начала бейнитного превращения воспользуемся известным решением

¹ Для рассматриваемых нами сталей в соответствии с диаграммой состояния железо—углерод должно наблюдаться одновременное выпадение феррита и цементита. При малом содержании углерода в сталях (примерно <0,2%) ведущей фазой является феррит, а при весьма высоком — цементит [5].

линейной задачи диффузии растворенного элемента к плоской границе из примыкающего к ней бесконечного объема [50] (рис. 103).

$$\frac{C_d(t) - C_d(0)}{C_d(\infty) - C_d(0)} = 1 - e^{-\frac{4Dt}{\alpha^2 d^2}} \operatorname{erfc} \frac{2\sqrt{Dt}}{\alpha d}, \quad (9)$$

где $C_x(\infty) = C_x$ в старом обозначении; $C_x(t)$ — концентрация углерода на дислокациях в данный момент времени t ; $C_x(0)$ — начальная концентрация углерода на дислокациях; D — коэффициент диффузии углерода в аустените, $\alpha = C_x(\infty) / C(\infty)$ или в старом обозначении C_x / C .

Условность применения этого уравнения для решения нашей задачи заключается в том, что здесь концентрация C в объеме принята неизменной, тогда как в рассматриваемом нами случае она непрерывно снижается (поскольку размер блока конечен и соизмерим с шириной границ). Однако использование этого уравнения для расчета по малым отрезкам времени с последовательным пересчетом концентрации C показало, что ошибка не превышает 15–20%.

При $C_x(0) \ll C_x(\infty)$ уравнение (9) принимает более простой вид

$$\frac{C_d(t)}{C_x} = 1 - e^{-\frac{4Dt}{\alpha^2 d^2}} \operatorname{erfc} \frac{2\sqrt{Dt}}{\alpha d}. \quad (10)$$

По рис. 103 длительность до начала превращения можно определить с достаточной точностью по времени достижения 90%-ной концентрации $t_{90\%}$ из соотношения

$$\frac{2\sqrt{Dt_{90\%}}}{\alpha d} = 5. \quad (11)$$

Расчет длительности до начала бейнитного превращения при 400° по уравнению (11) показал, что для стали с 0,54% С она составляет 3,2 сек, а для стали с 0,88% С — 6,7 сек. Эти величины весьма удовлетворительно совпадают с опытными данными диаграмм изотермического превращения, приведенными в работе [171] (табл. 24).

Еще больший интерес представляет оценить расчетным путем изменение устойчивости аустенита под влиянием пластической деформации в условиях термомеханической обработки. Для того чтобы доказать возможность такого расчета, автором и Б. А. Смирновым были поставлены специальные опыты с легированными сталями 43ХЗСНМФА (0,44% С) и 30Х2ГСНМ (0,28% С). Образцы рис. 21, а из этих сталей подвергали в машине ИМЕТ-1 воздействию термических циклов, которые показаны на рис. 104. Часть образцов деформировали растяжением в процессе охлаждения в момент достижения температуры 400 или 480°. Степень деформации составляла 1,5–2 и 13–15% по относительному удлинению образцов на базе 10 мм (или соответственно 2–5 и 27–30% по сужению площади поперечного сечения). После выдержки с различной длительностью при 400 или 330° образцы резко охлаждали в воде. На рис. 105 приведены данные о влиянии длительности выдержки на твердость закаленной стали 43ХЗСНМФА после деформации на 13–15% и без деформации. Кривые на рис. 105, а и б, ограничивающие наименьшие значения твердости, показывают, что в отсутствие деформации снижение твердости, которому соответствует начало образования бейнита, происходит после выдержки при 400° в течение более 2000 сек, а с деформацией — через

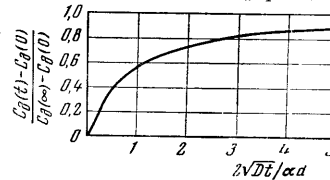


Рис. 103. Изменение концентрации $C_x(t)$ по границам во времени. Начальная концентрация $C_x(0)$; конечная равновесная концентрация $C_x(\infty)$ или C_x [50].

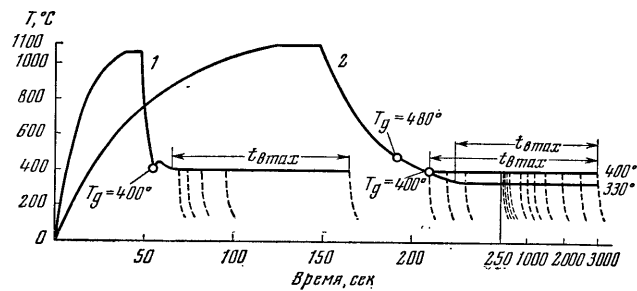


Рис. 104. Термические циклы с изотермическими выдержками различной длительности $t_{в}$, в условиях которых было изучено влияние пластической деформации на устойчивость аустенита сталей:

1 — сталь 30X2ГСНВМ; 2 — сталь 43X3СНМФА; точками указана температура деформации T_d

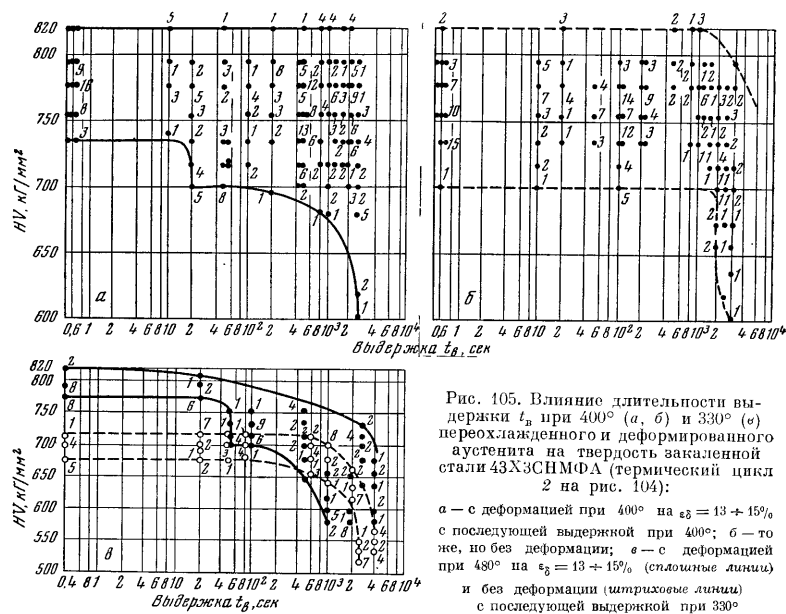


Рис. 105. Влияние длительности выдержки $t_{в}$ при 400° (а, б) и 330° (в) переохлажденного и деформированного аустенита на твердость закаленной стали 43X3СНМФА (термический цикл 2 на рис. 104):

а — с деформацией при 400° на $\epsilon_з = 13 \div 15\%$ с последующей выдержкой при 400°; б — то же, но без деформации; в — с деформацией при 480° на $\epsilon_з = 13 \div 15\%$ (сплошные линии) и без деформации (штриховые линии) с последующей выдержкой при 330°

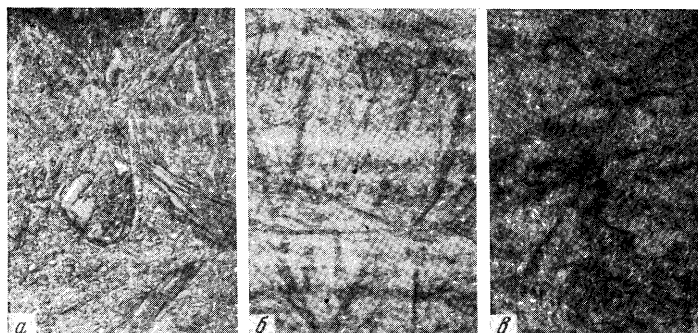


Рис. 106. Микроструктура образцов стали 43ХЗСНМФА ($\times 500$), показывающая влияние пластической деформации на длительность изотермической выдержки до начала превращения переохлажденного аустенита в бейнит при 400° :

а — выдержка в течение 800 сек без деформации; б — выдержка в течение 20 сек после деформации на 13—15%; в — выдержка в течение 250 сек после деформации на 13—15%.

20 сек. После небольшого снижения до 700 HV нижний предел твердости в интервале выдержек 20—100 сек стабилизируется. Как показывает анализ структуры, выдержке 20 сек соответствует момент выделения относительно небольшого, но уже вполне заметного количества бейнита (рис. 106). При закалке деформированного аустенита после выдержек в течение 20—100 сек пределы разброса микротвердости составляют 900—500 HD_{200} , а до 20 сек — 800—600 HD_{200} . Расширение пределов изменения микротвердости и снижение наименьших ее значений после выдержки в течение 20 сек указывают на развитие химической неоднородности по углероду. Более заметное количество бейнита выделяется после выдержки в течение 200—800 сек. Понижение температуры выдержки до 330° (см. рис. 105, в) после деформации этой стали на 13—15% при 480° приводит к намного более позднему выделению первых порций бейнита (> 50 сек вместо 20 сек) вследствие снижения коэффициентов диффузии углерода. Однако в дальнейшем превращение развивается энергичнее, чем при 400° .

Аналогичный характер изменения твердости и структуры наблюдается и в стали 30Х2ГСНВМ. Однако в связи с меньшей устойчивостью аустенита этой стали деформация на 13—15% приводит к еще более раннему образованию заметных количеств бейнита, чем в стали 43ХЗСНМФА. Без деформации аустенита бейнитное превращение в стали 30Х2ГСНВМ начинается не раньше, чем через 40—60 сек, а после деформации — через 5—6 сек (рис. 107). При этом сразу же выделяется примерно до 20% бейнита. При деформации аустенита на 1,5—2% снижение длительности выдержки до начала бейнитного превращения в этих сталях не обнаруживается ни по изменению твердости, ни по структуре.

Сопоставим экспериментальные значения длительности выдержки переохлажденного аустенита стали 43ХЗСНМФА при 400° до начала бейнитного превращения без деформации с данными расчета при $\rho = 2 \cdot 10^{10}$ $см/см^3$ и $B = 1 \cdot 10^{-5}$ $см$, а после деформации на 13—15% — при $\rho = 1 \cdot 10^{11}$ $см/см^3$ и $B = 5 \cdot 10^{-6}$ $см$. По данным работы [471] известно, что в сталях типа ХЗСНМФА температура начала мартенситного превращения $T_{м.н}$ равна 400° при среднем содержании углерода около 0,31%. Это значит, что у аналогичной стали с более высоким содержанием углерода, например 0,44%, бейнитное превращение может начаться при

температуре 400° только тогда, когда концентрация углерода в неискаженных участках аустенита повысится до $C=0,13\%$. Исходя из этого условия, можно рассчитать отношение $C/C_p=0,13/0,44=0,296$ и по нему с помощью рис. 102 для $\rho=2 \cdot 10^{10}$ см/см³ и $B=1 \cdot 10^{-5}$ см выбрать $C_d/C=107$ при $u=0,25$ эв. Расчет длительности до начала бейнитного превращения по уравнению (11) при этих параметрах дает величину 2160 сек, близкую к установленной выше опытным путем длительности 2000 сек (см. табл. 24).

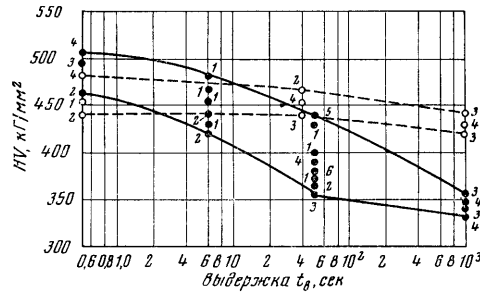


Рис. 107. Влияние длительности выдержки при 400° переохлажденного аустенита после деформации при этой же температуре на $\epsilon_d = 13 - 15\%$ (сплошные линии) и без деформации (штриховые линии) на твердость закаленной стали 30X2ГСНВМ (термический цикл I на рис. 104)

Для условий выдержки после деформации на 13–15%, т. е. при $\rho=1 \cdot 10^{11}$ см/см³ и $B=5 \cdot 10^{-6}$ см, нет оснований изменять величину u . Но при новых значениях параметров ρ и B и старом значении $u=0,25$ эв величина C_d/C больше (153), а C/C_p значительно меньше (0,078), чем в случае изотермической выдержки без деформации. Подобный характер изменения отношений C_d/C и C/C_p вполне закономерен и обусловлен тем, что после деформации процесс обеднения твердого раствора углеродом интенсифицируется не за счет увеличения движущей силы сегрегации u , а вследствие повышения числа (плотности) дислокаций.

В связи с тем, что содержание углерода в неискаженных участках аустенита (0,13%), необходимое для начала бейнитного превращения, будет достигнуто задолго до предельного состояния, расчет длительности нельзя вести по уравнению (11) для 90%-ной концентрации $C_d(t_{90\%})$. Необходимо получить другое уравнение, соответствующее более низкому значению $C_d(t)$. Нетрудно показать, что это значение обратно пропорционально отношению предельной концентрации углерода в твердом растворе к концентрации 0,13%, требуемой для начала превращения

$$C_d(t) = \frac{(C/C_{cp})C_{cp}}{0,13}, \quad C_d = \frac{0,078 \cdot 0,44}{0,13}, \quad C_d = \frac{0,0343}{0,13}, \quad C_d = 0,25C_d.$$

Таким образом, длительность до начала бейнитного превращения можно оценить по длительности достижения 25%-ной концентрации углерода на дислокациях, соотношение для которой по данным рис. 103 имеет вид

$$\frac{2\sqrt{Dt_{25\%}}}{ad} = 0,343. \quad (12)$$

Рассчитанное по этому уравнению значение длительности до начала превращения (21 сек) совпадает с данными эксперимента (20 сек; см. табл. 24). Это показывает принципиальную возможность расчетной оценки влияния пластической деформации на устойчивость аустенита в условиях изотермической стадии процесса низкотемпературной термомеханической обработки.

Влияние пластической деформации на устойчивость аустенита при непрерывном охлаждении пока не поддается количественной оценке расчетным путем. Поэтому этот вопрос был изучен экспериментально. Образцы рис. 21, а из сталей 20ХГС, 35ХГСА и 15Х12НМВФА подвергали в машине ИМЕТ-1 нагреву током со скоростью 150 град/сек до температуры 1300° и последующему охлаждению с различными скоростями, обеспечивающими получение структуры либо чистого мартенсита, либо с наличием некоторого количества бейнита. В процессе непрерывного охлаждения образцы подвергали пластической деформации растяжением при температурах 500—300°. Скорость деформации изменяли от 8—10 до 40—60 проц/сек, а ее величину от 2 до 30% (по относительному удлинению на базе 10 мм).

Это исследование показало, что в сталях с низкой (20ХГС) и средней (35ХГСА) устойчивостью аустенита пластическая деформация инициирует бейнитное превращение, когда скорости охлаждения относительно невелики и лишь немного превышают критическую скорость закалки W_2 (табл. 25). При скоростях охлаждения ниже W_2 деформация увеличивает количество бейнита в структуре. Однако как появление бейнита в первом случае, так и увеличение его количества во втором случае обнаруживаются при степенях деформации (не ниже 7—10%), которые по величине значительно превышают внутренние деформации металла в околошовной зоне при сварке.

В стали 15Х12НМВФА, обладающей высокой устойчивостью аустенита, даже при относительно медленном охлаждении (14—15 град/сек) и значительной степени пластической деформации (30%) бейнитное превращение не наблюдается.

Подводя итог экспериментальным и теоретическим исследованиям влияния пластической деформации на устойчивость аустенита в температурной области бейнитного превращения, а также на кинетику мартенситного превращения, можно сделать следующие важные выводы.

1) Пластическая деформация аустенита, близкая по величине к внутренней деформации в околошовной зоне при сварке (0,7—1,8%), практически не снижает устойчивости аустенита в температурной области бейнитного превращения ни в изотермических условиях, ни при непрерывном охлаждении (даже в тех случаях, когда скорости охлаждения ниже критической скорости закалки W_2).

2) Однако уже при этих небольших деформациях аустенита проявляется эффект активизации мартенситного превращения; он обнаруживается по повышению температуры начала мартенситного превращения при последующем охлаждении со скоростями, превышающими критическую скорость закалки W_2 . Стабилизация аустенита в этих условиях возникает только при значительно более высоких степенях деформации (> 25—30%), применяемых обычно при низкотемпературной термомеханической обработке.

3) Иницирующая роль пластической деформации в отношении бейнитного превращения при скоростях охлаждения, которые ниже, равны или немного выше W_2 , проявляется при степенях деформации аустенита выше 7—10% и поэтому имеет важное значение при выборе режимов низкотемпературной термомеханической обработки закалываемых сталей. В связи с этим при термомеханической обработке сталей с относительно невысокой устойчивостью аустенита металл целесообразно подвергать

Т а б л и ц а 25

Влияние температуры и степени деформации в процессе непрерывного охлаждения с различными скоростями на твердость и структуру сталей 20ХГС, 35ХГС и 15Х12НМВФА

Марка стали	Скорость охлаждения (в интервале 500—800°), град/сек	Температура начала деформации, °С	Скорость деформации, проц/сек	Степень деформация на базе 10 м.м., %	Структурные составляющие *, %	Твердость, НВ
20ХГС	9,5—10	Нет	Нет	Нет	50М+47Б+2Ф	426—440
	9,5—10	450	40—60	2	50М+48Б+2Ф	392—400
	9,5—10	450	40—60	7	35М+63Б+2Ф	361—375
	9,5—10	450	40—60	15	25М+73Б+2Ф	344—355
	9,5—10	450	40—60	25	20М+78Б+2Ф	336—345
	9,5—10	500	40—60	15	15М+83Б+2Ф	340—350
	9,5—10	500	40—60	25	10М+88Б+2Ф	330—340
	75	Нет	Нет	Нет	100М	495—500
	75	400	8—10	9	100М	495—520
	75	450	8—10	15	100М	580—600
35ХГС	1,3—1,5	Нет	Нет	Нет	50М+42Б+8Ф	422—430
	1,3—1,5	450	40—60	25	20М+72Б+8Ф	386—395
	2,2—2,5	Нет	Нет	Нет	75М+17Б+8Ф	455—467
	2,2—2,5	450	40—60	25	45М+47Б+8Ф	405—418
	60—65	Нет	Нет	Нет	100М	578—582
	60—65	450	40—60	15	100М	620—628
15Х12НМВФА	14—15	Нет	Нет	Нет	100М	480—492
	14—15	500	40—60	10	100М	512—520
	14—15	500	40—60	20	100М	530—536
	14—15	300	40—60	20	100М	552—560
	14—15	300	40—60	30	100М	582—585

* М — мартенсит, Б — бейнит, Ф — феррит.

деформации в условиях непрерывного охлаждения со скоростями, которые существенно выше W_2 .

4) Сопоставление результатов приближенного расчета сегрегации углерода в аустените на дислокациях и их скоплениях с опытными данными о влиянии пластической деформации на снижение устойчивости аустенита в температурной области бейнитного превращения позволяет рассматривать процесс сегрегации углерода в качестве одного из реальных элементарных процессов, посредством которых пластическая деформация инициирует и ускоряет бейнитное превращение. Температурный интервал, в котором процесс сегрегации может играть существенную роль, по-видимому, ограничен: сверху — температурами, выше которых отношение предельных концентраций углерода на дислокациях и в неискаженных областях кристаллической решетки C_x/C становится достаточно малым и начинают активно развиваться процессы преимущественного разрушения «облаков Коттрелла» и рекристаллизации ($>500—550^\circ$); снизу — температурами, ниже которых диффузия углерода к дислокациям из удаленных от них микрообъемов резко ограничена по времени ($<300—350^\circ$ в зависимости от содержания углерода и легирующих элементов). Поэтому процесс сегрегации углерода при невысоких температурах в изотермических условиях развивается полнее, чем при непрерывном охлаждении даже с относительно невысокими скоростями.

При термомеханической обработке ведущая роль сегрегации углерода на дислокациях в процессе предварительного диффузионного перерас-

предела углерода в объемах аустенита в области температур бейнитного превращения значительно более реальна, чем при обычной термической обработке, например изотермической закалке. Однако и в последнем случае, если в аустените после превращения на нагреве процессы рекристаллизации ограничены и сохраняется плотность дислокаций порядка 10^{10} см/см³, предложенный расчет сегрегации применим для оценки длительности до начала заметного бейнитного превращения (в изотермических условиях). При сварке в околошовной зоне вследствие собирающей рекристаллизации плотность дислокаций в переохлажденном аустените значительно ниже ($\sim 10^8$ – 10^9), и сегрегация углерода на дислокациях вряд ли может играть ведущую роль в развитии химической неоднородности по углероду в значительной части объема аустенита, свободного от дислокаций. По-видимому, в этом случае роль сегрегации вспомогательная, а основная роль принадлежит межфазной диффузии, развивающейся вследствие стремления системы к равновесию. При этом сегрегация может способствовать только более раннему образованию и росту устойчивых зародышей цементита, возникающих флуктуационным путем у границ зерен, субзерен и отдельных скоплений дислокаций.

Весьма убедительное доказательство того, что сегрегация углерода на дислокациях всегда должна предшествовать образованию зародышей новых фаз, способных к росту, можно получить из сравнения имеющихся данных о снижении свободной энергии системы Fe—C при 400–500° для эвтектоидной углеродистой стали при выделении цементита ($\sim 0,04$ – $0,05$ эв [198]) с полученными нами значениями разности энергии растворения углерода на дислокациях и в неискаженной решетке аустенита ($\mu = 0,20 \div 0,25$ эв). Как видно, при сегрегации достигается существенно более высокий выигрыш в свободной энергии.

§ 5. Влияние скорости охлаждения на кинетику мартенситного превращения при сварке

По данным исследований Г. В. Курдюмова и О. П. Максимовой [199, 200] и А. П. Гуляева [101, 202] известно, что когда превращение аустенита в мартенсит протекает в области отрицательных температур, то с уменьшением скорости охлаждения количество образовавшегося мартенсита при охлаждении до данной мгновенной температуры возрастает (особенно это заметно при малых и средних степенях переохлаждения ниже $T_{ж.н}$).

По мнению А. П. Гуляева, это обусловлено тем, что температурная зависимость образующегося количества мартенсита определяется не разным числом зарождающихся центров, а различным размером возникающих мартенситных кристаллов [35]. Однако это плохо согласуется с данными об огромной и практически не зависящей от температуры скорости краевого роста отдельных мартенситных пластин в стали (> 1 мм/сек). Сторонники тепловой теории [5, 203] объясняют этот факт тем, что при постоянной скорости роста отдельных кристаллов объемная скорость мартенситного превращения должна определяться скоростью зарождения центров, которая зависит от температуры. При этом чем меньше скорость охлаждения, тем больше должно образовываться зародышей. Однако А. П. Гуляев [35] указывает, что при быстром охлаждении в области отрицательных температур ($< -50^\circ$) из-за резкого повышения упруго-пластических свойств аустенита не успевают развиваться пластическая деформация и связанный с нею процесс зарождения мартенситных кристаллов. Таким образом, точки зрения сторонников теории напряжений и тепловой теории по этому вопросу сблизились. Все же следует заметить, что с точки зрения теории напряжений удастся найти более простое

объяснение такому важному факту, как образование мартенсита с огромной скоростью при температурах вблизи абсолютного нуля, при которых тепловая подвижность атомов весьма мала. Для объяснения этого факта с позиций термодинамической теории оказывается необходимым прибегать к квантовой теории.

Одновременно А. П. Гуляев [202] показал, что когда превращение происходит при относительно высоких положительных температурах, наблюдается обратная закономерность, т. е. снижение степени мартенситного превращения при малых скоростях охлаждения. Это объясняют

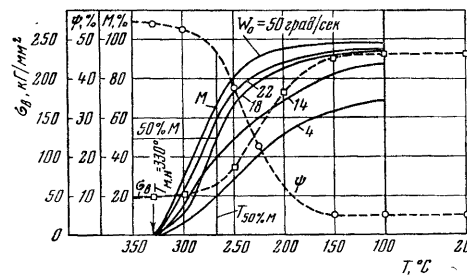


Рис. 108. Влияние скорости охлаждения на кинетику мартенситного превращения в стали 40X после нагрева при $W_n = 300$ град/сек до $T_{max} = 1350^\circ$ по данным дилатометрического анализа:

истриковые кривые — изменение прочности σ_e и пластичности ψ образцов ИМЕТ-1 в процессе охлаждения со скоростью $W_0 = 18$ град/сек

развитием процесса термической стабилизации аустенита, который протекает преимущественно выше $T_{M.н}$ и обусловлен блокировкой готовых габитусных плоскостей мартенситных зародышей атомами углерода за счет диффузионного механизма [5, 204, 205]. В соответствии с этим увеличение скорости охлаждения приводит к уменьшению количества остаточного аустенита.

Важно также отметить, что в сталях, у которых мартенситное превращение происходит при отрицательных температурах, после отогрева до комнатной температуры общее количество мартенсита также оказывается тем больше, чем выше была скорость охлаждения [200, 202].

Обработка наших данных дилатометрического анализа подтвердила, что при непрерывном охлаждении в условиях термического цикла сварки при данной мгновенной температуре количество образующегося мартенсита тем выше, чем быстрее происходит охлаждение. В качестве примера на рис. 108 показана кинетика мартенситного превращения в стали 40X при различных скоростях охлаждения. С уменьшением скорости охлаждения от 50 до 4 град/сек превращение становится все более и более вялым. При изменении скорости охлаждения от 50 до 18 град/сек, когда перед началом мартенситного превращения бейнитное превращение либо совсем не происходит, либо развивается в очень ограниченной степени ($\leq 5\%$ бейнита при $W_0 = 18$ град/сек), в качестве основной причины, приводящей к задержке мартенситного превращения, по-видимому, следует считать термическую стабилизацию аустенита. Реальность этого процесса в указанном диапазоне скоростей охлаждения подтверждается, в частности, расчетом, который был приведен в § 4 гл. V. При еще меньших скоростях охлаждения (W_0 равна 14 и 4 град/сек) может вступить в действие также

и второй фактор — фазовый наклеп аустенита вследствие предшествующего бейнитного превращения. При этом в случае небольшого количества бейнита (10% при $W_0=14$ град/сек) фазовый наклеп может сначала даже активизировать мартенситное превращение (см. на рис. 108 пересечение кривых нарастания количества мартенсита при $W_0=14$ и 18 град/сек при температурах немного ниже $T_{M.н}$). При большом количестве образующегося бейнита (25% при $W_0=4$ град/сек) фазовый наклеп вызывает механическую стабилизацию аустенита и наряду с эффектом термической стабилизации приводит к торможению мартенситного превращения. Проведенный анизометрический анализ показал, что с уменьшением скорости охлаждения от 50 до 4 град/сек количество остаточного аустенита возрастает от 1 до 6%.

Активирующее влияние фазового наклепа аустенита при малом количестве бейнита подобно активирующему эффекту малой пластической деформации аустенита или эффекту автокаталитического действия фазового наклепа в процессе самого мартенситного превращения на ранних его стадиях. Однако следует указать, что в сталях типа ХВГ, ШХ15 и 9Х2 с высоким содержанием углерода (до 1%) этот эффект может иметь место и в отсутствие бейнитного превращения. А. П. Гуляев объяснил это тем, что стабилизация аустенита начинает резко проявляться ниже определенных температур, когда автокаталитический эффект мартенситного превращения ослабевает [202].

Важно отметить, что резкое падение пластичности стали в процессе непрерывного охлаждения начинается при температурах, когда количество еще не превращенного аустенита становится примерно меньше 50% (см. пунктирные кривые на рис. 108). Выше этой температуры сталь сохраняет высокую пластичность (сужение $> 50\%$).

Чем меньше скорость охлаждения, тем в более широком интервале температур сохраняется высокая способность стали к пластической деформации (см. также рис. 22). Возрастает также и время, в течение которого может происходить релаксация напряжений первого и второго рода за счет деформации аустенита.

§ 6. Требования к условиям построения диаграмм анизотермического превращения аустенита с целью их использования

для выбора технологии и режимов сварки перлитных сталей

Основным параметром термического цикла околошовной зоны, по которому рассчитывают режимы сварки сталей перлитного класса, является скорость охлаждения W_0 . Расчет W_0 при сварке плавлением ведется для точек на оси шва, где она примерно на 10% выше, чем для околошовной зоны. Благодаря этому при определении погонной энергии источника теплоты по заданной скорости охлаждения обеспечивается некоторый запас в отношении предупреждения чрезмерных закалочных явлений. В зависимости от химического состава, назначения, условий производства и эксплуатации закалываемых перлитных сталей оптимальную технологию и режимы их сварки устанавливают по скорости охлаждения или по некоторому диапазону ее значений, в котором можно прежде всего обеспечить требуемые структуру и свойства металла в околошовной зоне при условии безопасности в отношении образования холодных трещин.

Если сталь по каким-либо причинам не может быть подвергнута отпуску после сварки (вообще или по истечении требуемого по технологии промежутка времени после ее окончания), то обычно наиболее благоприятное сочетание механических свойств (пластичность, вязкость и прочность)

с достаточно высокой сопротивляемостью образованию холодных трещин обеспечивается при невысоком содержании мартенсита в структуре стали, обычно не более 30%, а в некоторых случаях — до 50—60% в зависимости от жесткости сварных соединений [100, 117, 118, 124].

Поэтому при использовании диаграмм анизотермического превращения аустенита для обоснования и выбора режимов сварки необходимо, чтобы они позволяли достаточно точно определять скорости охлаждения, при которых в структуре стали образуется требуемое или допустимое содержание мартенсита и других структурных составляющих.

Как было показано в § 2 гл. V, в сталях, не содержащих энергичных карбидообразующих элементов, устойчивость аустенита в околошовной зоне повышается так резко, что применение для выбора режимов сварки диаграмм анизотермического превращения, построенных для условий термообработки как с низкой, так и с высокой температурой аустенизации, практически исключено. В сталях с карбидообразующими элементами разница в устойчивости аустенита при сварке и термообработке несколько меньше, однако ошибки при определении скорости охлаждения также выходят за допустимые пределы точности. Лишь у отдельных сталей этого типа (например, 12XН2) при более высоких температурах аустенизации (1050°) при термообработке устойчивость аустенита может быть даже немного выше, чем при сварке. В этих случаях, и только после тщательной проверки, можно использовать такие диаграммы для ориентировочных расчетов.

Один из способов легкого установления пригодности для целей сварки диаграмм анизотермического превращения, полученных для условий термообработки, может быть основан на построении структурных диаграмм по методике ИМЕТ-1 и сравнении их с данными этих диаграмм превращения по структуре и твердости конечных продуктов.

Структурная диаграмма ИМЕТ-1 позволяет выбирать скорость охлаждения при односторонней сварке и наплавке, а также при многослойной сварке длинными участками. По скорости охлаждения, в частности, можно установить температуру общего предварительного подогрева изделия. Однако для обоснованного выбора таких параметров технологии, как температура и длительность сопутствующего подогрева при односторонней сварке, температура охлаждения и длина участка при многослойной сварке короткими участками и т. д., необходимо располагать непосредственно диаграммой анизотермического превращения, построенной для условий сварки.

Для того чтобы обеспечить характерную для сварки высокую устойчивость аустенита, нами при построении диаграмм анизотермического превращения в качестве стандартных были выбраны также условия нагрева (W_n и t'), при которых достаточно отчетливо начинают проявляться индивидуальные особенности сталей в отношении склонности к росту зерна. Как указывалось в § 2 гл. III, эти условия соответствуют режимам односторонней сварки стали средней толщины.

В связи с этим важно проанализировать возможность применения таких диаграмм анизотермического превращения для расчета режимов сварки стыковых соединений стали малой и большой толщины (т. е. при более жестких и мягких режимах), а также соединений других типов.

На рис. 109 и 110 показаны структурные диаграммы для сталей 45 и 40X, резко отличающихся по устойчивости аустенита при сварке. Кривые, указывающие количество отдельных структурных составляющих, проведены по данным анализа микроструктуры дилатометрических образцов и образцов ИМЕТ-1. Кроме того, на графике нанесены в виде отдельных точек данные, полученные при анализе структуры околошовной зоны реальных сварных соединений образцов различных проб (валиковой, СТС и крестовой). Разброс этих точек относительно кривых обусловлен

разницей в параметрах термических циклов (W_n , t' , t'' и T_{\max}), определяющих размер зерна аустенита и степень его гомогенизации.

Параметры термических циклов, характеризующие стадию нагрева дилатометрических образцов и образцов ИМЕТ-1, изменяются в следующих достаточно узких общих пределах: $W_n=300 \div 150$ град/сек, $T_{\max}=1350 \div 1400^\circ$, $t'=3,5 \div 4,5$ сек. Разница в значениях t' при одинаковых скоростях охлаждения W_0 также мала. Это и обеспечило весьма близкие результаты анализа микроструктуры образцов при дилатометрических исследованиях и по методике ИМЕТ-1.

При однопроходной наплавке на образцы валиковой пробы толщиной 16 мм, достаточно хорошо отражающей также и условия однопроходной сварки встык в широком диапазоне изменения толщины листов, параметры термических циклов околошовной зоны более или менее близки к приведенным выше стандартным параметрам только при скоростях охлаждения $W_0=2,5 \div 3$ град/сек, и то полностью совпадают лишь W_n и t'' ; t' в два раза¹ меньше (2,2—1,7 сек), а T_{\max} выше (1450—1500°). При меньших скоростях охлаждения нагрев околошовной зоны происходит медленнее (например, при $W_0=0,8 \div 1,2$ град/сек, — $W_n=100 \div 150$ град/сек и $t'=6 \div 4,5$ сек), а при больших скоростях охлаждения — значительно быстрее (например, при $W_0=15 \div 30$ град/сек, — $W_n=600 \div 1000$ град/сек и $t'=1,2 \div 0,8$ сек), чем при принятых нами стандартных условиях.

Подобная разница в параметрах W_n и t' весьма закономерно сказалась на характере расположения экспериментальных точек, полученных по данным валиковой пробы, относительно кривой количества мартенсита в стали 40X, полученной для стандартных условий нагрева (см. рис. 109). При $W_0 < 2,5 \div 3$ град/сек они располагаются выше кривой (устойчивость аустенита выше), а при $W_0 > 2,5 \div 3$ град/сек — ниже кривой (устойчивость аустенита ниже).

При сварке угловых швов нахлесточных соединений образцов пробы СТС толщиной 6 мм ($W_0=4 \div 5,5$ град/сек) и 16—25 мм ($W_0=12 \div 28$ град/сек) на малых погонных энергиях ($q/v=3,2$ ккал/см) параметры термических циклов околошовной зоны отличаются от стандартных примерно в два раза меньшими значениями t' и в 1,2—1,5 раза большими значениями t'' . Скорости нагрева находятся в пределах 300—400 град/сек, а $T_{\max}=1450 \div 1500^\circ$. Вследствие этого устойчивость аустенита при сварке стали 40X оказалась лишь немного выше, чем для стандартных условий.

При сварке угловых швов образцов крестовой пробы толщиной 6 и 16 мм на малых погонных энергиях ($q/v=2 \div 4,4$ ккал/см, $W_0=1,9; 2,5; 7,5; 9$ и $67,5$ град/сек) параметры термических циклов околошовной зоны еще более близки к принятым нами стандартным параметрам. Поэтому разница в устойчивости аустенита стали 40X еще меньше. Исключение составляет только один режим сварки этой пробы толщиной 16 мм при $q/v=8$ ккал/см ($W_0=4$ град/сек), при котором t' выше стандартных значений (см. рис. 109).

Такие же закономерности влияния отклонений параметров термических циклов околошовной зоны при наплавке и сварке стыковых и угловых швов (в широком диапазоне изменения режимов и толщин) от стандартных параметров на степень соответствия структурного состояния были обнаружены и у всех других сталей, легированных хромом и более сильными карбидобразующими элементами (20ХГС, 35ХГСА, 12ХН2, 20НГМ, 18Х2ВФ, 35ХВФА, 20Х2, 5МВФ, 45ХМА, 30Х2ГСНВМ и др.).

¹ Увеличение t' в два раза при дилатометрических исследованиях и испытаниях по методике ИМЕТ-1 в сравнении с t' при наплавке на этих режимах или при сварке встык листов средней толщины было необходимо для того, чтобы компенсировать влияние разницы в T_{\max} .

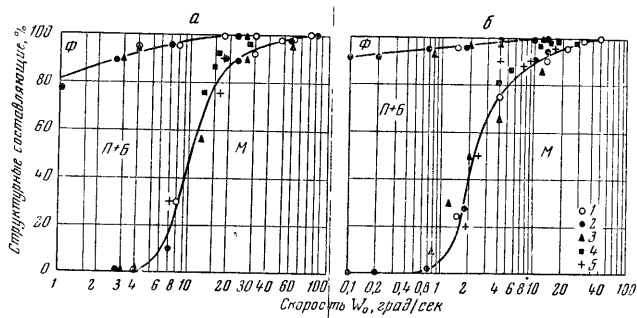


Рис. 109. Сопоставление структурного состояния dilatометрических образцов, образцов ИМЕТ-1 и околошовной зоны образцов сварных проб (валиковой, СТС и крестовой) для сталей:

а — сталь 45; б — сталь 40X; 1 — dilatометрические образцы; 2 — ИМЕТ-1; 3 — валиковая проба; 4 — проба СТС; 5 — крестовая проба

В отличие от этих сталей у стали 45 разброс опытных точек, полученных по данным анализа околошовной зоны образцов всех трех проб, относительно кривой количества мартенсита, построенной для стандартных условий нагрева, в целом меньше. Это обусловлено более высокой склонностью стали 45 к росту зерна, а также более полным развитием процесса гомогенизации ее аустенита. «Критический» размер зерна и достаточно высокая однородность аустенита у стали 45 достигаются при сварке на значительно более жестких режимах, чем у стали 40X. Поэтому даже большие отклонения параметров термических циклов околошовной зоны в разнообразных реальных условиях сварки от принятых нами стандартных значений не вызывают существенных изменений в устойчивости аустенита стали 45. То же самое характерно и для всех других исследованных нами сталей, не содержащих энергичных карбидообразующих элементов (23Г, 25НЗ, 36СГНА и т. п.).

Приведенный анализ показывает, что условия нагрева, принятые и рекомендуемые нами для построения диаграмм анизотермического превращения аустенита и структурных диаграмм, полностью учитывают основные факторы, определяющие устойчивость аустенита в околошовной зоне при сварке, и обеспечивают возможность использования этих диаграмм для выбора режимов и технологии сварки плавлением перлитных сталей. При этом удовлетворительное соответствие структурного состояния наблюдается в широком диапазоне изменения толщины свариваемых элементов, а также для разнообразных типов сварных соединений. Необходимые коррективы, особенно при сварке сталей с энергичными карбидообразующими элементами, могут быть легко получены путем сравнения принятых стандартных параметров с действительными параметрами термических циклов околошовной зоны в каждом конкретном случае так, как это было сделано выше на примере стали 40X.

§ 7. Превращения бета-фазы сплавов титана в условиях термических циклов сварки

Кинетика фазовых превращений титана и его сплавов при непрерывном охлаждении в условиях термических циклов сварки была изучена автором, Г. В. Назаровым и Б. А. Смирновым на большой группе

Рис. 110. Типы диаграмм анизотермического превращения сплавов титана в зоне полной перекристаллизации при сварке (схема):

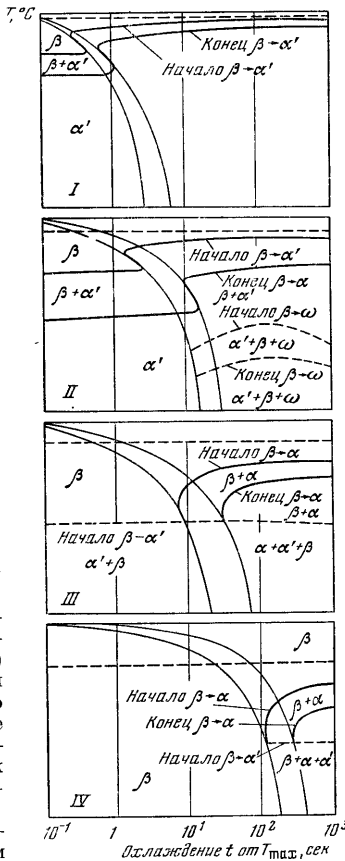
I — технический титан (BT1 и ИМП1А), α -сплавы (с 3,7% Al, BT5, BT5-1), низколегированные $\alpha + \beta$ -сплавы (AT3—AT8, OT4, OT4-1); II — среднелегированные $\alpha + \beta$ -сплавы (BT6С, BT6, BT14); III — высоколегированные $\alpha + \beta$ -сплавы (BT16 и BT14-1); IV — метастабильные β -сплавы (типа BT15)

α - и $(\alpha + \beta)$ -сплавов с помощью дилатометрического анализа на приборе ИМЕТ-ДБ [206—208]. Содержание газов в сплавах находилось в следующих пределах: 0,12—0,14% O_2 ; 0,03—0,04% N_2 и 0,003—0,008% H_2 . Однако при изучении влияния этих газов на кинетику фазовых превращений в ряде сплавов содержание их изменяли в более широких пределах. Подробный химический состав сплавов приведен в приложении II.

В обобщенном виде диаграммы анизотермического превращения могут быть разделены на четыре типа соответственно для четырех групп сплавов с возрастающей степенью легирования элементами, стабилизирующими β -фазу (рис. 110).

Диаграммы типа I имеют технический титан (BT1, ИМП1А), его α -сплавы с алюминием (сплав с 3,7% Al, BT5) и оловом (BT5-1), а также $\alpha + \beta$ -сплавы при содержании β -стабилизаторов до предела их растворимости в α -фазе (OT4, OT4-1, OT4-2, AT3-AT8). Диаграммы превращения для некоторых из этих сплавов приведены на рис. 111—114.

Диаграммы типа II имеют $\alpha + \beta$ -сплавы с более высоким содержанием β -стабилизаторов (BT6С, BT6, BT14), что обуславливает возможность протекания вслед за $\beta \rightarrow \alpha$ -превращением промежуточного $\beta \rightarrow \omega$ -превращения. Диаграммы превращений сплавов BT6С и BT14 приведены на рис. 115 и 116. У этих сплавов при температурах соответственно ниже 600° (BT6-С) и 700° (BT14) обнаруживается слабый эффект превращения, протекающего с уменьшением объема. Предположительно это $\beta \rightarrow \omega$ -превращение. Однако, по-видимому, из-за малого количества ω -фазы она не выявляется рентгеноструктурным анализом. У более легированного сплава BT14 (А) это превращение имеет место во всем исследованном интервале скоростей охлаждения (4—300 град/сек), а у менее легированного (BT6-С) — только при относительно невысоких скоростях (4,8—60 град/сек). Изменение температуры начала этого превращения в сплаве BT14, характеризующееся наличием максимума, косвенно свидетельствует о влиянии скорости охлаждения на химическую неоднородность β -фазы по Mo и V. Микроскопический анализ также не выявляет ω -фазы. Структура этих сплавов представляет собой игольчатую α' -фазу (возможно



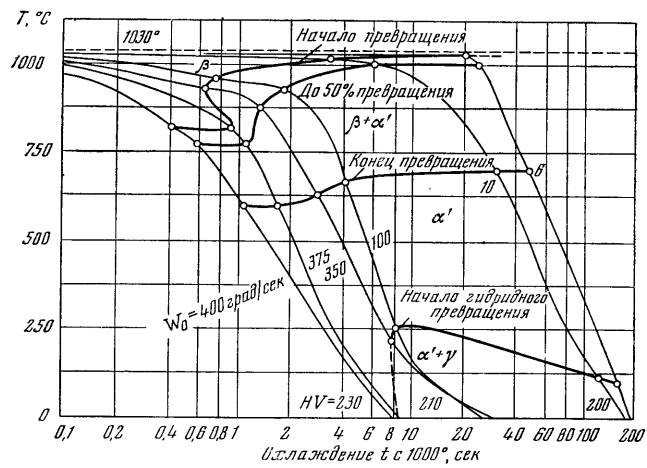


Рис. 111. Диаграмма анизотермического превращения технического титана ВТ1, содержащего 0,0075% Н. Термические циклы: нагрев со скоростью 200 град/сек до 1200° и охлаждение с различными скоростями W_0 (указаны для интервала 1000—900°)

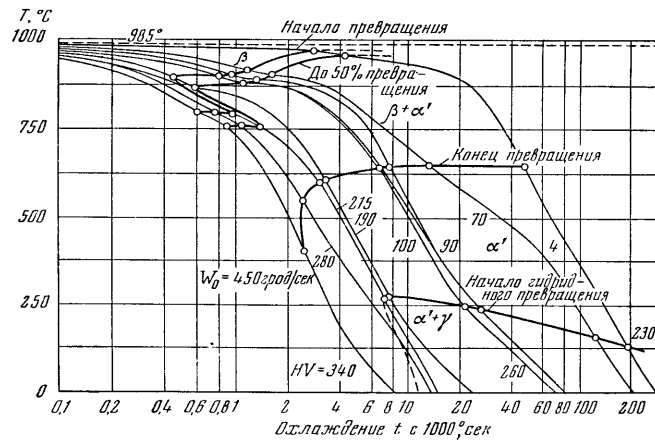


Рис. 112. Диаграмма анизотермического превращения титанового сплава ОТ4 (3% Al, 1,8% Mn), содержащего 0,018% Н

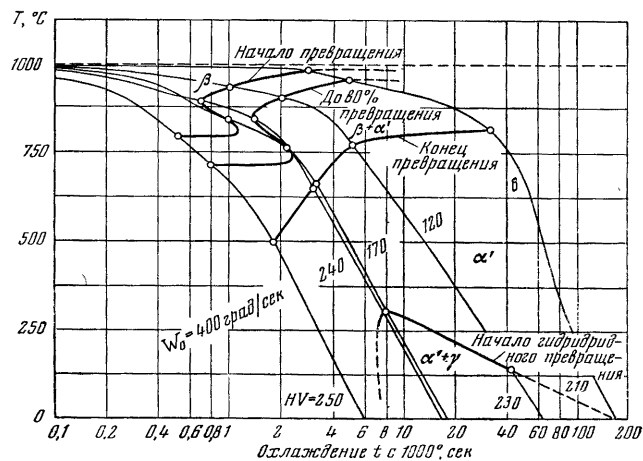


Рис. 113. Диаграмма анизотермического превращения титанового сплава АТЗ (3% Al, 1,1% Cr+Fe+Si+V), содержащего 0,01% Н

и α'') на фоне остаточной β -фазы, количество которой с увеличением скорости охлаждения возрастает (см. светлые поля на рис. 117, а и б). У сплава ВТ14 количество β -фазы больше, чем у сплава ВТ6-С.

Характерным для диаграмм типа I и II является изменение температуры $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения по S-образной кривой. В определенном интервале скоростей охлаждения происходит резкое ступенчатое снижение температуры начала и конца превращения. Это явление обусловлено неравномерным распределением кислорода и азота в β -фазе после завершения $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения при быстром нагреве и зависимостью процесса гомогенизации β -фазы от скорости последующего охлаждения. С увеличением скорости охлаждения выравнивание неоднородности распределения этих газов в β -твердом растворе заметно затрудняется, и, начиная с некоторого «критического» значения скорости охлаждения, происходит резкое смещение интервала $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения в область более низких температур. Чем выше в сплавах содержание элементов, способных затруднять диффузию кислорода и азота в β -фазе, тем меньше эти «критические» скорости охлаждения. В техническом титане и его α -сплавах понижение температуры превращения происходит почти скачкообразно в узком интервале скоростей охлаждения (ВТ1 — 375—350; сплав с 3,7% Al — 310—280; ВТ5-1 — 185—165 град/сек), а в $\alpha+\beta$ -сплавах — более плавно в сравнительно широком интервале скоростей (ОТ4 — 280—215; АТЗ — 240—170; ВТ6С — 125—40; ВТ14 — 100—40 град/сек).

Как видно из диаграмм рис. 114 на примере сплава ВТ5-1, чем выше содержание кислорода и азота, тем менее резкое влияние оказывает скорость охлаждения на снижение температуры $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения. Это обусловлено существенным ускорением превращения в присутствии больших количеств кислорода и азота. В этом α -сплаве увеличение содержания кислорода от 0,1—0,15 до 0,3—0,35% приводит к повышению «критических» скоростей охлаждения от 80—130 до 175—185 град/сек при сокращении перепада температуры начала $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения с 70 до 30° и сужении температурного интервала превращения с 80 до 50°. В сплаве

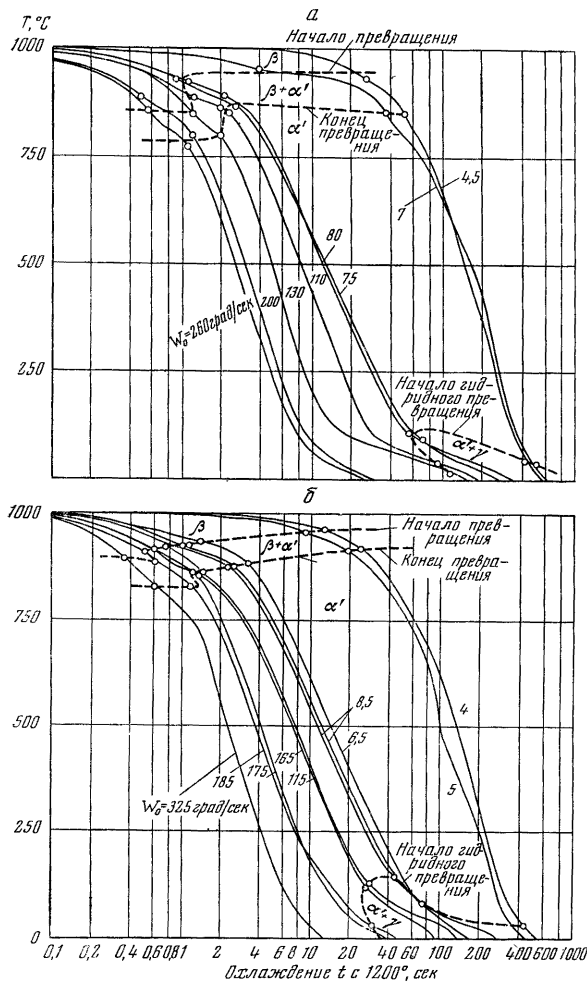


Рис. 114. Диаграмма анизотермического превращения титанового сплава BT5-1 (5% Al, 2,5% Sn) с различным содержанием кислорода и азота: а — 0,1—0,13% O; 0,02% N; 0,015—0,068% H; б — 0,3—0,35% O; 0,9% N; 0,015—0,068% H

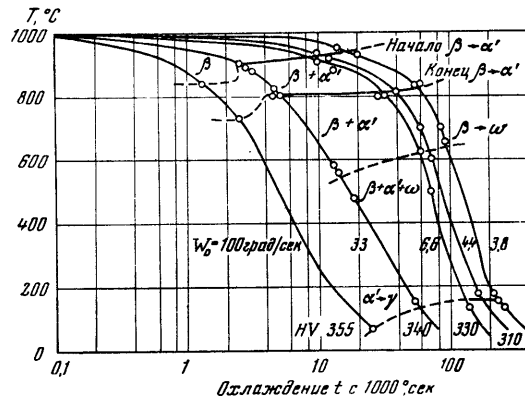


Рис. 115. Диаграмма анизотермического превращения титанового сплава BT6C (4,56% Al, 3,36% V), содержащего 0,006% H

с 2% Al, легированном цирконием, при изменении содержания кислорода от 0,1—0,12 до 0,28—0,3% «критические» скорости охлаждения возрастают еще более резко (с 50—90 до 250—330 град/сек). В обоих случаях температура начала $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения заметно повышается (на 30—35°).

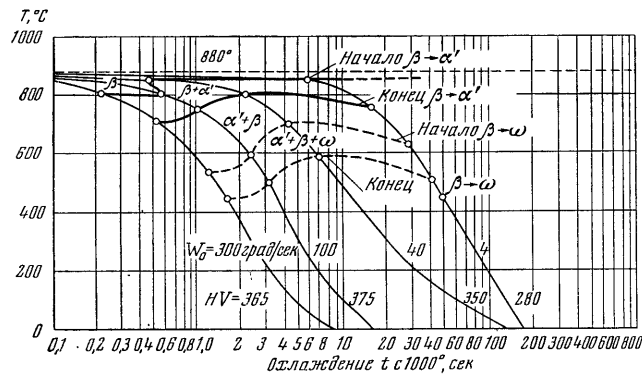


Рис. 116. Диаграмма анизотермического превращения титанового сплава BT14 (A) (4,1% Al, 3,23% Mo, 1,16% V)

Расширение температурного интервала $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения с ростом скорости охлаждения наиболее резко проявляется в $(\alpha+\beta)$ -сплавах. При этом по мере увеличения содержания в этих сплавах легирующих элементов, образующих с титаном сплавы с диаграммами эвтектоидного типа (Mn, Fe, Cr, Si) или непрерывный ряд твердых растворов (Mo, V), интервал $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения смещается в область более низких температур и расширяется. В сплавах с 3% Al при содержании 1,8% Mn

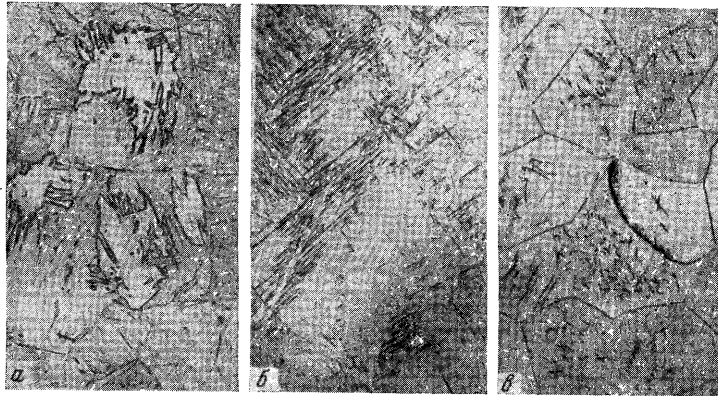


Рис. 117. Микроструктура дилатометрических образцов сплавов ВТ6С и ВТ15, нагретых до максимальной температуры 1200° ($\times 150$):
 а — сплав ВТ6С, $W_0 = 7,7$ град/сек; б — то же, $W_0 = 40$ град/сек; в — сплав ВТ15, $W_0 = 6,5$ град сек

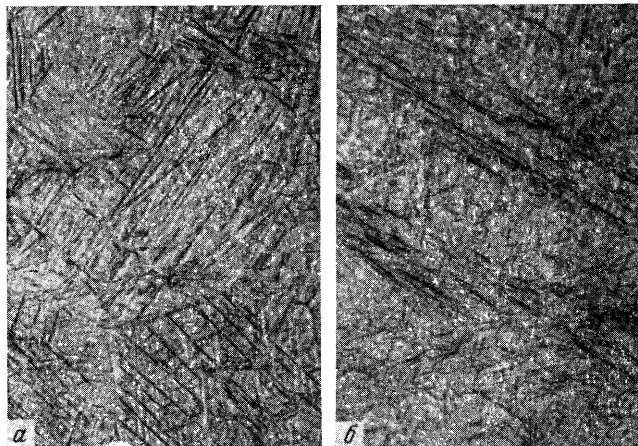


Рис. 118. Микроструктура α' -фазы сплава титана ОТ4-1, подвергнутого однократному (а) и двукратному (б) воздействию термического цикла нагрева и охлаждения в камере вакуумного микроскопа ИМЕТ-ВМД ($\times 300$)

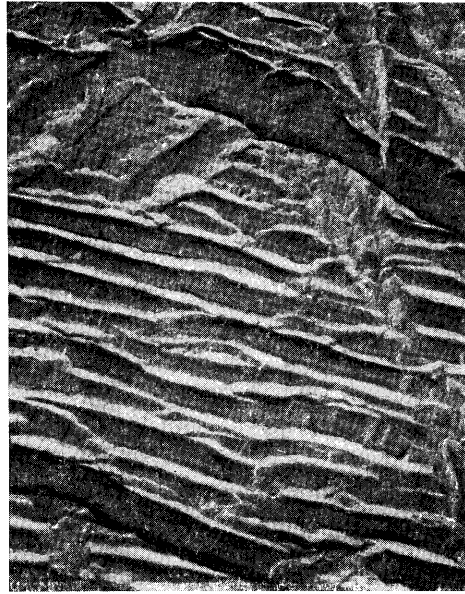


Рис. 119. Мелкоягольчатая структура α' -фазы сплава ОТ4 в околошовной зоне в условиях резкой закалки. Электронномикроскопический снимок ($\times 2000$)

(ОТ4) температура конца превращения ниже, а интервал шире, чем при 1,1% Cr, Fe и Si (АТЗ) (см. рис. 112, 113). То же имеет место при сравнении влияния 3,36% V (ВТ6С) и 3,23% Mo+1,16% V (ВТ14 (А)) при содержании соответственно 4,5 и 4,1% Al (см. рис. 115, 116).

Полиморфное превращение в сплавах I и II групп протекает по мартенситной кинетике во всем исследованном интервале скоростей охлаждения (от 3 до 400 град/сек). Это подтверждается исследованием кинетики $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения в техническом титане ВТ1 и сплавах ОТ4, АТЗ и ВТ5-1 с помощью вакуумного микроскопа ИМЕТ-ВМД. Отличительной особенностью $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения в сравнении с мартенситным превращением в стали является то, что многократное повторение циклов нагрева и охлаждения не приводит к существенному изменению поверхностного рельефа образцов, возникшего в процессе первого охлаждения (рис. 118). Это обусловлено малым объемным эффектом $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения, который колеблется в зависимости от легирования в пределах 0,13—0,27%. Это удовлетворительно согласуется с данными расчета по параметрам решеток с учетом разницы в коэффициентах линейного расширения фаз.

Наиболее существенное влияние на характер α' -фазы и на механические свойства сплавов оказывают температура превращения и скорость охлаждения. Когда превращение развивается при высоких температурах, т. е. в области малых скоростей охлаждения до ступенчатого понижения температуры начала превращения, образуются более длинные и широкие пластинки α' -фазы, что обусловлено значительным размером исходного

зерна β -фазы и огрублением ее тонкой структуры. При больших степенях переохлаждения, начиная с некоторых «критических» скоростей охлаждения, благодаря резкому увеличению скорости зарождения кристаллов α' -фаза приобретает характерную мелкоигольчатую структуру с более высокой плотностью дефектов кристаллической решетки (рис. 119). Эта структура отличается более высокой твердостью и прочностью и пониженной пластичностью. Как показали исследования по методике ИМЕТ-1 (см. § 8 гл. VII), закалочные явления этого типа проявляются при охлаждении со скоростями, выше которых происходит смещение интервала превращения в область более низких температур.

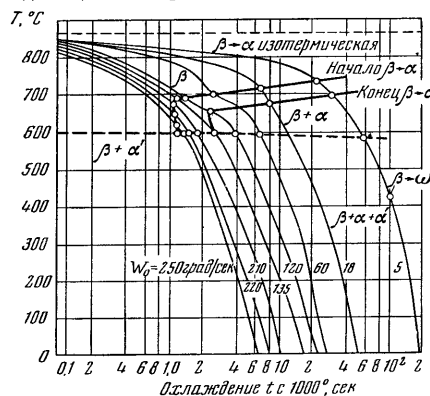


Рис. 120. Диаграмма анизотермического превращения титанового сплава ВТ16 (2,62% Al, 7,5% Mo)

В наиболее сильно легированных $(\alpha+\beta)$ -сплавах группы II (ВТ6, ВТ14) с частичным $\beta \rightarrow \omega$ -превращением и небольшими количествами остаточной β -фазы пластичность снижается еще более резко. Диаграмму превращения типа III имеют еще более легированные $\alpha+\beta$ -сплавы типа ВТ16 (рис. 120). Характерным для них является наличие двух ступеней превращения: при относительно низких скоростях охлаждения происходит сначала $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение по диффузионной кинетике, а оставшаяся основная часть β -твердого раствора превращается затем по мартенситной кинетике при температуре, обозначенной штриховой линией (см. также рис. 110). Начиная с некоторых «критических» скоростей охлаждения, сохраняется только бездиффузионное $\beta \rightarrow \alpha'$ -превраще-

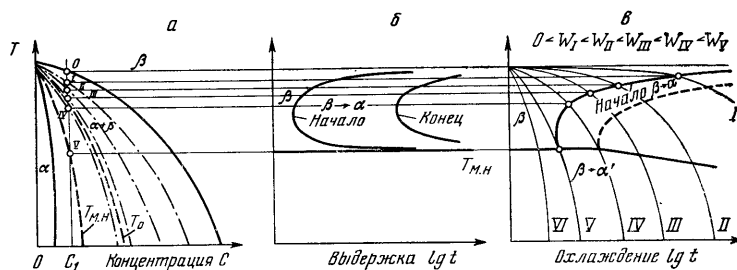


Рис. 121. Влияние скорости охлаждения W_0 на температурные интервалы и длительность превращения β -фазы в α -фазу в двойных $\alpha+\beta$ -сплавах титана с молибденом, ванадием, ниобием или танталом в области концентраций, при которых они претерпевают мартенситное превращение $\beta \rightarrow \alpha'$, но которых недостаточно для развития $\beta \rightarrow \omega$ -превращения в условиях непрерывного охлаждения:

a — диаграмма состояния в области концентраций, богатых титаном; б — диаграмма изотермического превращения; в — диаграмма анизотермического превращения

ние. Последнее происходит при постоянной температуре (видимо, уже без предварительного диффузионного перераспределения O и N). Одновременно с увеличением скорости охлаждения существенно возрастает количество остаточной β -фазы. На основе анализа кинетики фазовых превращений $\alpha+\beta$ -сплавов титана типа непрерывных твердых растворов (с Mo, V, Nb, Ta и т. д.), претерпевающих полиморфное превращение как диффузионным путем ($\beta \rightarrow \alpha$), так и по мартенситной кинетике ($\beta \rightarrow \alpha'$),

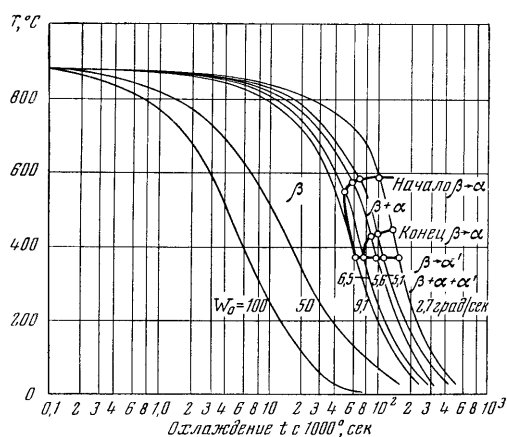


Рис. 122. Диаграмма анизотермического превращения титанового сплава BT15 (3,5% Al, 7,5% Mo, 11% Cr)

можно привести схему, показывающую связь между диаграммой состояния и диаграммами изотермического и анизотермического превращения (рис. 121). Так же как и в сплавах железа, в сплавах титана этого типа с увеличением скорости охлаждения происходит снижение температуры начала диффузионного превращения. Однако в отличие от большинства сталей, даже при относительно малых скоростях охлаждения ($W_{II} = 1 \div 10 \text{ град/сек}$) диффузионное превращение не завершается и после его прекращения (пунктирная кривая) часть переохлажденной β -фазы претерпевает при более низких температурах мартенситное превращение в α' -фазу.

Диаграммы IV типа имеют высоколегированные метастабильные β -сплавы. Они также претерпевают сначала диффузионное, а затем мартенситное превращение, однако при очень малых скоростях охлаждения (рис. 122) α -фаза выделяется по границам зерен β -фазы, а α' -фаза — во внутренних участках (см. рис. 117, в). При более высоких скоростях охлаждения сохраняется метастабильная β -фаза. Следует заметить, что эти данные соответствуют участку зоны полной перекристаллизации основного металла с относительно невысокой максимальной температурой нагрева (1200°). Исследования околошовной зоны и металла шва непосредственно на сварных соединениях показали, что степень устойчивости β -твердого раствора в сплаве BT15 в этих более высокотемпературных зонах еще ниже. Это обусловлено прежде всего внутрикристаллической неоднородностью металла шва и обогащением границ зерен в околошовной зоне Cr и Mo и обеднением Al, а также влиянием относительно высокого содержания кислорода и азота в сплаве (см. § 10 гл. VII).

Влияние содержания водорода на кинетику $\beta \rightarrow \alpha'$ и гидридного превращений было изучено на α - и $\alpha+\beta$ -сплавах I и II групп. Схематически оно показано на диаграммах рис. 123. При изменении содержания водорода от 0,003 до 0,02% в техническом титане (ИМП1А, ВТ1), α -сплавах с 2,4% Al и $\alpha+\beta$ -сплавах с 3% Al и с β -стабилизаторами в количестве не выше предела растворимости в α -фазе (ОТ4, АТ3) имеет место лишь небольшое понижение температуры и расширение интервала $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения. Значительно более заметно сказывается влияние водорода, как элемента, стабилизирующего β -фазу, на смещение «критических» скоростей охлаждения, соответствующих ступенчатому снижению температуры $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения. Например, в α -сплаве с 2% Al, легированном цирконием, повышение содержания водорода в указанных выше пределах приводит к снижению «критических» скоростей охлаждения (при 0,1–0,12% O₂) от 50–90 до 20–35 град/сек, а при 0,28–0,30% O₂ — от 250–330 до 50–100 град/сек.

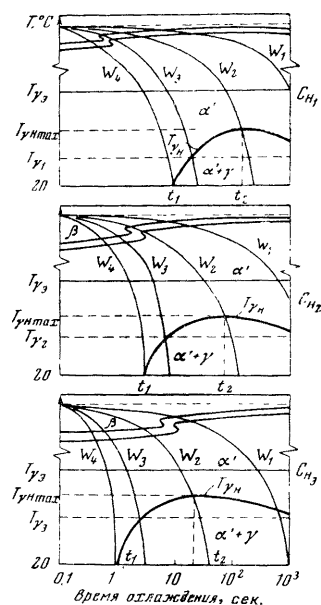


Рис. 123. Влияние концентрации водорода C_H на кинетику полиморфного ($\beta \rightarrow \alpha'$) и гидридного ($\alpha' \rightarrow \gamma$) превращений в низколегированных α - и $\alpha+\beta$ -сплавах титана при сварке; $C_{H1} < C_{H2} < C_{H3}$

При более высоких содержаниях водорода в сплавах оно обнаруживается четко (рис. 124, 141–143, 145 и 123). В техническом титане и сплаве титана с 2% Al гидридное превращение начинает выявляться при 0,003–0,004% H, а в сплавах АТЗ, ОТ4 и ВТ6С — при 0,006–0,007% H. При содержании 0,01% H и более во всех этих сплавах dilatометрический анализ фиксирует значительный объемный эффект гидридного превращения.

В α - и $\alpha+\beta$ -сплавах с содержанием алюминия более 5% (ВТ5, ВТ5-1, АТ8, ВТ6), а также в $\alpha+\beta$ -сплавах с повышенным количеством β -стабилизаторов (ВТ6С, ВТ14, ВТ14М) гидридное превращение при содержании водорода до 0,01–0,015% либо не обнаруживается, либо выявляется весьма слабо, что обусловлено повышением растворимости водорода в α -фазе (за счет алюминия) или вследствие появления остаточ-

В присутствии водорода в этих α - и $\alpha+\beta$ -сплавах обнаруживается гидридное $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращение. Оно протекает в процессе охлаждения и при последующей выдержке при комнатной температуре со значительным увеличением объема (см. рис. 15). Dilatометрические испытания ряда титановых сплавов выявили четкую зависимость между увеличением объема в процессе охлаждения ниже 300–450° и содержанием водорода в основном металле. При весьма малом содержании водорода ($\leq 0,001$ –0,002%) в техническом титане ВТ1 отклонение кривой деформация—температура от прямой, соответствующей уменьшению объема α -титана при охлаждении, практически не наблюдается. В сплавах ОТ4 и АТ4 гидридное превращение не выявляется во всем исследованном интервале скоростей охлаждения (4–450 град/сек) даже при содержании 0,045–0,005% H.

ной β -фазы (см. рис. 124). В сплавах с высоким содержанием β -фазы (BT14-1, BT15) гидридное превращение отсутствует.

Температура начала $T_{гн}$ гидридного превращения изменяется по кривой с максимумом (см. рис. 123). Это обусловлено влиянием скорости охлаждения на неравномерность распределения водорода в α' -фазе к концу $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения и на развитие выравняющей диффузии при последующем охлаждении.

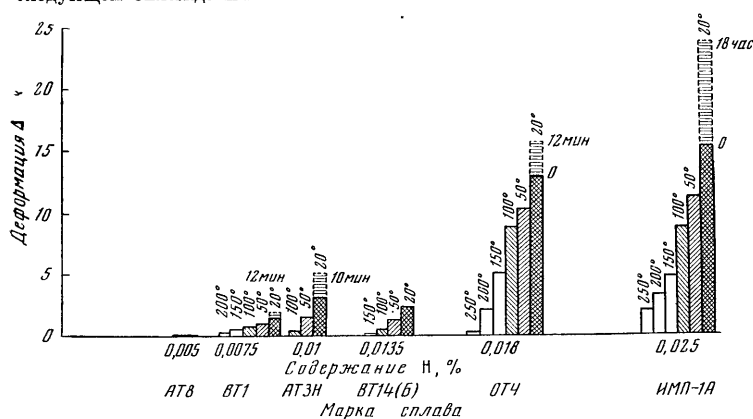


Рис. 124. Влияние содержания водорода в различных сплавах титана на увеличение длины dilatометрического образца вследствие гидридного превращения в процессе охлаждения с $W_0 = 100 \text{ град/сек}$ и последующей выдержки при комнатной температуре

На рис. 125 показана схема влияния скорости охлаждения на степень неоднородности распределения водорода в α' -фазе ($\Delta H\%$) титана и температуру заметного начала гидридного превращения ($T_{гн}$). При весьма малых скоростях охлаждения W_1 , близких к 0 (обычно $\leq 4 \text{ град/сек}$), диффузия полностью выравняет в α' -фазе неоднородность распределения водорода, которая создается в процессе $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения вследствие неодинаковой растворимости водорода в β - и α' -фазах. В этих условиях $\Delta H\%$ близко к 0, а $T_{гн}$ стремится к равновесной температуре $T_{г}$ на кривой, ограничивающей область растворимости водорода в α' -фазе на диаграмме состояния титан—водород при среднем содержании водорода в титане.

С увеличением скорости охлаждения от W_1 до W_2 возможность выравнивания концентрационной неоднородности по водороду за счет диффузии снижается. Содержание водорода в участках α' -фазы, образующихся из β -фазы, на последних стадиях $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения, становится выше, вследствие чего гидридное превращение в этих участках начинается при более высокой температуре. Скорости W_2 соответствует максимум $\Delta H\%$, и температура $T_{гн}$ достигает некоторого максимального значения $T_{г\max}$, которое тем ближе к эвтектидной температуре $T_{гэ}$, чем выше среднее содержание водорода.

С дальнейшим увеличением скорости охлаждения от W_2 до W_3 объемная скорость роста α' -фазы становится настолько большой, что α' -фаза начинает захватывать атомы водорода, содержащиеся в β -фазе, без существенного предварительного концентрационного перераспределения и последующего выравнивания за счет диффузии. В этих условиях неоднородность распределения водорода в α' -фазе резко снижается, а его содер-

жание в локальных объемах приближается к среднему. Благодаря этому температура $T_{гн}$ вновь снижается до равновесной. При еще более высоких скоростях охлаждения W_4 температура $T_{гн}$ может быть понижена и до комнатной вследствие дополнительного кинетического влияния скорости, поскольку объемная скорость гидридного превращения лимитируется диффузией

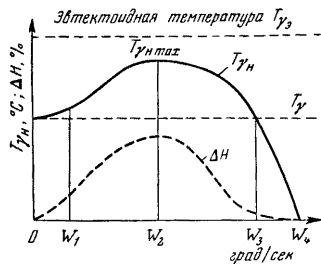


Рис. 125. Влияние скорости охлаждения W_0 на степень неоднородности распределения водорода ΔH в α' -фазе титана и на температуру $T_{гн}$ начала гидридного превращения для равновесных условий при среднем содержании водорода в доэвтектоидном сплаве; $T_{гн}$ — температура начала превращения для равновесных условий при среднем содержании водорода; $T_{гн}$ — то же, в сплаве с эвтектоидным содержанием водорода.

комнатной вследствие дополнительного кинетического влияния скорости, поскольку объемная скорость гидридного превращения лимитируется диффузией

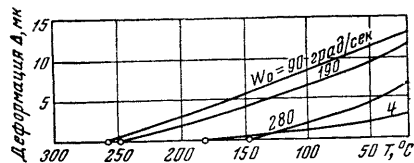


Рис. 126. Влияние скорости охлаждения W_0 (при температуре начала $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения) на кинетику гидридного превращения в сплаве ОТ4 с 0,018% Н в процессе охлаждения. Точки на оси абсцисс — температура начала гидридного превращения

водорода к местам образования зародышей гидридной фазы.

В качестве примера на рис. 126 показано влияние скорости охлаждения на кинетику гидридного превращения в сплаве ОТ4 с 0,018% Н. Кривые при различных скоростях охлаждения показывают развитие объемного эффекта превращения по мере снижения температуры в процессе охлаждения.

Таблица 26

Влияние концентрации водорода при различных содержаниях кислорода в сплаве с 2% Al, легированном цирконием, на характеристические параметры гидридного превращения (см. рис. 123)

Содержание, %		Максимальная температура начала гидридного превращения $T_{гн max}$, °C	Скорости охлаждения, град/сек	
O	H		W_3	W_2
0,1—0,12	0,003	100	300	4
	0,010	150	400	25
	0,020	160	440	35
0,18—0,20	0,003	170	450	7
	0,010	180	500	35
	0,020	190	550	100
0,28—0,30	0,003	180	500	10
	0,010	190	550	50
	0,020	200	600	125

С увеличением содержания водорода в сплавах интервал скоростей $W_2—W_4$ расширяется и резко смещается в область более жестких режимов охлаждения. В сплавах с высоким содержанием кислорода расширение

температурной области гидридного превращения на анизотермических диаграммах по мере увеличения концентрации водорода оказывается еще более значительным, так как кислород понижает растворимость водорода в α' -фазе (табл. 26).

Скорость охлаждения оказывает существенное влияние на форму и характер распределения гидридов. При малых и средних скоростях охлаждения гидриды выделяются в виде крупных пластинок, а при высоких скоростях — равномерно в виде дисперсных мелких включений [62, 24]. Грубые пластинчатые выделения гидридной фазы вызывают заметное снижение сопротивляемости основного металла и сварных соединений задержанному разрушению. Поэтому для предупреждения возникновения резких локальных искажений и концентрации микронапряжений, связанных с гидридным превращением, наиболее благоприятны режимы сварки с высокими скоростями охлаждения (см. гл. VI).

**ЗАДЕРЖАННОЕ РАЗРУШЕНИЕ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ТИТАНА
И ОБРАЗОВАНИЕ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН
ПРИ ИХ СВАРКЕ**

**§ 1. Современные представления
о механизме задержанного разрушения закаливаемых сталей
и образования холодных трещин при их сварке**

Большое практическое и теоретическое значение исследований природы «холодных» трещин при сварке и термообработке закаливаемых сталей широко известно. В течение длительного времени представления об этом явлении основывались на закалочной и водородной гипотезах, которые применительно к условиям сварки были впервые сформулированы в работах английских исследователей [131, 209—212].

Закалочная гипотеза предполагает, что при сварке, так же как и при закалке, образование трещин обусловлено главным образом мартенситным превращением, которое протекает со значительным изменением объема и приводит к возникновению высоких внутренних напряжений первого и второго родов и одновременно к снижению способности металла воспринимать пластическую деформацию.

Водородная гипотеза особую роль в образовании холодных трещин при сварке отводит водороду. В процессе превращения аустенита атомарный водород выделяется из твердого раствора в микропустоты, соединяется в молекулы и вследствие постепенного повышения давления создает в окружающих объемах металла дополнительные высокие напряжения второго рода (микронапряжения). Охрупчивающее действие водорода рассматривается также и в связи с возможностью адсорбирования его на поверхности металла, в пустотах и в вершинах распространяющихся трещин.

В известной мере обе эти гипотезы в своем первоначальном виде основывались на господствовавшей тогда теории хрупкого разрушения Гриффитса, предполагавшей существование в металле готовых зародышевых трещин.

Еще на этой стадии развития закалочной и водородной гипотез было установлено, что образованию трещин способствуют: повышение температуры нагрева и рост зерна, увеличение содержания углерода в мартенсите и общего содержания водорода в стали, снижение температуры начала и особенно конца превращения мартенсита, высокие скорости охлаждения металла в этом интервале температур, увеличение жесткости и толщины свариваемых или закаливаемых изделий и т. д. С повышением температуры отпуска склонность к образованию трещин понижается. Высокий отпуск полностью предупреждает образование трещин. Обращалось внимание на то, что при сварке опасность образования трещин выше, чем при закалке, вследствие более неблагоприятного сочетания этих факторов в первую очередь из-за интенсивного роста зерна при нагреве металла до температуры, близкой к солидусу, из-за повышенного содержания водо-

рода и более высоких напряжений первого рода, вызываемых местным неравномерным нагревом.

С позиций этих гипотез в СССР и за рубежом были проведены многочисленные исследования, позволившие углубить представления о кинетике превращения аустенита [97, 100, 101, 130, 158, 183, 213], о процессах развития деформаций и напряжений при сварке легированной стали [82, 85, 88, 89], характере распределения водорода в сварных соединениях и его относительной роли в образовании трещин [101, 130, 131, 211, 215, 216]. В этих работах получила развитие главным образом закалочная гипотеза. Было показано, что водород в общем случае не определяет склонности стали к образованию холодных трещин. Одновременно закалочная гипотеза развивалась и в исследованиях по термообработке стали [217].

Значительным шагом вперед в раскрытии механизма образования холодных трещин при сварке и закалке явилось установление непосредственной связи между этим явлением и склонностью закаленной стали к задержанному разрушению под действием статической нагрузки при температурах, близких к комнатной [101, 219]. Проблема задержанного разрушения стали впервые наиболее полно была сформулирована С. С. Шураковым на основе собственных опытов, а также исследований ряда других авторов [219—222]. В дальнейшем она получила развитие в работах Н. Н. Прохорова и Э. Л. Макарова [87, 224], А. М. Макары [91] и автора [124, 225—227]. Была показана также общность условий, в которых проявляется склонность стали к образованию холодных трещин и к задержанному разрушению, что послужило основанием для разработки новых методов исследования межкристаллического хрупкого разрушения этого типа (см. § 6 и 7 гл. III).

В дополнение к фактам, установленным в процессе развития закалочной и водородной гипотез, изучение задержанного разрушения показало следующее:

- 1) задержанное разрушение или образование холодных трещин наиболее вероятно начиная с температур завершающего этапа превращения аустенита и особенно после полного охлаждения до комнатной температуры в течение некоторого времени (минуты, часы), которое зависит от величины собственных или приложенных напряжений первого рода, схемы напряженного состояния, а также от структурного состояния стали и ряда других факторов;

- 2) склонность закаленной стали к задержанному разрушению возрастает, если напряжения возникают или прикладываются в процессе охлаждения или сразу после его окончания; при определенной длительности пребывания стали в ненагруженном состоянии последующее нагружение не приводит к задержанному разрушению; это явление получило название «отдых»;

- 3) задержанное разрушение проявляется наиболее четко при малых скоростях деформации (10^{-3} — 10^{-5} мм/сек) или при длительном действии относительно невысоких напряжений; с увеличением приложенного напряжения время до разрушения уменьшается; чем мягче вид нагружения (схема напряженного состояния), тем ниже разрушающее напряжение; однако в присутствии концентраторов напряжений влияние схемы напряженного состояния может быть противоположным; при каждом данном виде нагружения существует некоторое определенное значение приложенного напряжения, ниже которого получить разрушение не удастся, как бы длительно ни выдерживался образец под нагрузкой;

- 4) длительное нагружение закаленной стали при достаточно низких отрицательных температурах (от -70 до -196°) не приводит к задержанному разрушению, однако при последующем повышении температуры до комнатной задержанное разрушение интенсифицируется;

5) задержанное разрушение закаленной стали или образование холодных трещин в околошовной зоне при сварке рассматриваются как процессы постепенного зарождения трещин по границам и развития их как по границам, так и внутри зерен; начиная с некоторого периода, развитие трещин и разрушение может при определенных условиях происходить весьма быстро; с увеличением длительности отдыха величины действующих напряжений и скорости деформации относительная протяженность участков разрушения по телу зерен возрастает.

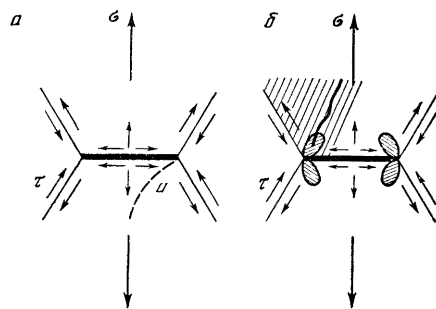


Рис. 127. Схема Зинера в применении к задержанному разрушению. Участки зерен, примыкающие к концам границ, по которым происходит сдвиг (течение), в сталях (а) подвергаются в основном упругой деформации, а в сплавах титана (б) — упругоэластической деформации (заштрихованные участки). Поэтому в сталях разрушение возникает по границам зерен (преимущественно по поперечным), а в сплавах титана — также и по плоскостям спайности в зерне

В настоящее время механизм задержанного разрушения закаляющихся сталей и образования холодных трещин при их сварке рассматривают, исходя из представлений о пониженной сопротивляемости границ зерен сдвигу в сравнении с телом зерна и о способности зерен к упруговязкому течению по границам в условиях деформирования с малыми скоростями или при повышенных температурах. Это свойство поликристаллических агрегатов обусловлено несопряженностью кристаллической решетки на по-

верхностях раздела зерен, вследствие чего там создается высокая концентрация искажений и дефектов кристаллического строения. Наименее упорядоченное строение имеют границы с большим углом, характерные для металлов в рекристаллизованном состоянии.

Эти представления были сформулированы в работах Мотта, Ке Тин-Суя, Зинера, Мак Лина [50], И. А. Одингга [228] и развивались применительно к изучению роли границ зерен при высокотемпературной ползучести. При высоких температурах сдвигообразование по границам происходит легче и в более широком интервале изменения скорости деформации, чем при пониженных температурах. Это обусловлено не только непосредственным влиянием температуры на сопротивление сдвигу, но и тем, что с ее повышением возрастает неупорядоченность кристаллического строения границ и зерен. Способность зерен к упруговязкому течению по границам при пониженных температурах наиболее легко проявляется после закалки с высоких температур, поскольку она позволяет фиксировать неупорядоченное строение. Чем резче закалка, тем меньше вероятность повышения степени порядка в строении границ в процессе охлаждения. Весьма важное значение имеют также и локальные искажения на границах, возникающие вследствие мартенситного превращения. Чем ниже температура начала и особенно конца этого превращения, тем значительнее должны быть искажения на границах.

К. Зинер предложил схему, на основании которой можно объяснить механизм межкристаллического разрушения. По этой схеме вследствие упруговязкого течения по границам, ориентированным преимущественно в направлении приложенного растягивающего напряжения σ , происходят

процессы релаксации касательных напряжений τ , сопровождаемые накоплением высоких нормальных напряжений по поперечным границам (рис. 127, *a*). Схема предусматривает на определенных этапах течения развитие упругопластической деформации в прилегающих к границам участках зерен, вследствие чего концентрация деформации по границам постепенно снижается, и металл оказывается способным воспринимать более заметные деформации. Однако с увеличением упругих свойств зерна,

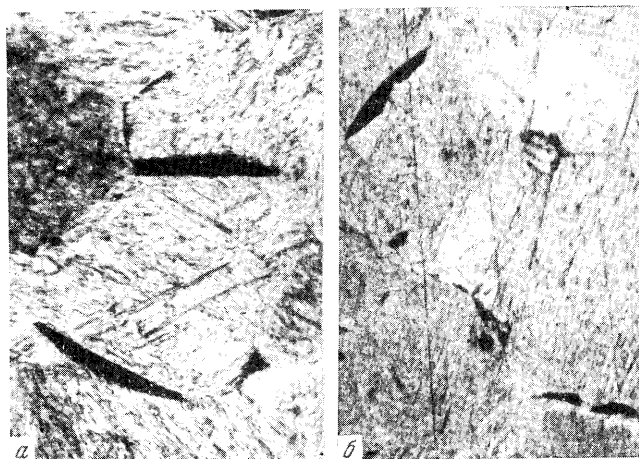


Рис. 128. Характер расположения трещин по границам зерен в закаленной стали 45 после испытания на задержанное разрушение в машине ИМЕТ-4 при высокой (*a*) и низкой (*b*) растягивающей нагрузке

например вследствие фазовых превращений мартенситного типа или понижения температуры, эта возможность становится все менее и менее вероятной. Поэтому задержанное разрушение закаленной стали практически всегда макроскопически хрупким. Особенно усугубляющим фактором в этом отношении являются высокие микронапряжения, возникающие из-за изменения удельного объема и коэффициента объемного расширения в процессе фазовых превращений, а также вследствие проявления анизотропии расширения в связи с разностью ориентации кристаллов относительно разделяющих их границ. Чем ниже температура превращения, тем выше микронапряжения и тем существеннее их влияние [87, 124, 125].

Вследствие развития микронапряжений, а также под действием приложенных или собственных напряжений первого рода в вершинах зерен, служащих естественными концентраторами напряжений, металл может подвергаться всестороннему растяжению, затрудняющему и исключаящему релаксацию напряжений за счет пластической деформации. Поэтому предполагается, что вершины зерен, в которые упираются концы скользящих граничных поверхностей, а также прилегающие к ним участки поперечных границ, где происходит накопление нормальных напряжений, могут являться наиболее вероятными местами возникновения трещин. Экспериментальные данные показывают, что микротрещины располагаются преимущественно по поперечным границам, но не обязательно начинаются от вершин зерен (рис. 128).

Явление отрыва при температурах, близких к комнатной, рассматривается как результат релаксационных процессов, которые упорядочивают строение границ и тем самым увеличивают их сопротивление сдвигу. Упрочнение границ приводит к тому, что на определенной стадии отрыва деформация может быть перенесена на центральные участки объема зерна. При этом предполагается, что при низких приложенных напряжениях, не вызывающих разрушения, процессы упрочнения вследствие отрыва преобладают над процессами разупрочнения, вызываемыми действием напряжений [219, 220].

Схема Зинера была применена для анализа механизма задержанного разрушения закаленной стали и возникновения холодных трещин при сварке с учетом известных представлений о характере напряженного состояния в околошовной зоне [87, 91, 219, 225] (см. § 3 гл. II). В частности С. С. Шураков [219] и А. М. Макара [91] дали объяснение подавления задержанного разрушения стали при отрицательных температурах и интенсификацию его при последующем отогреве до комнатной температуры. Следует отметить, что первое явление опровергло существовавшее ранее представление о снижении прочности во времени вследствие постепенного превращения остаточного аустенита в мартенсит. С. С. Шураков показал, что уменьшение количества остаточного аустенита в закаленной стали приводит не к снижению, а наоборот, к увеличению склонности к задержанному разрушению [219, 220]. Таким образом, отсутствие задержанного разрушения закаленной стали при достаточно низких отрицательных температурах стало понятным, когда его объяснили повышением сопротивляемости границ зерен упруговязкому скольжению при понижении температуры.

Для объяснения второго явления А. М. Макара [91] предположил, что предварительная обработка холодом является своеобразной подготовкой к еще более высокой локализации деформации по границам зерен при последующем повышении температуры до комнатной. По-видимому, здесь имелось в виду не только появление дополнительных микронапряжений и искажений по границам, но и снижение возможности релаксации напряжений за счет пограничных областей, после того, как в них произошло превращение остаточного аустенита в мартенсит.

Ослабление задержанного разрушения с повышением температуры до 100—150° и полное его предупреждение при высоком отпуске были отнесены за счет развития релаксационных процессов, приводящих к упрочнению границ зерен вследствие повышения степени порядка в их строении и снижения напряжений второго рода [219].

С этих же позиций А. М. Макара [91] сделал попытку объяснить пониженную склонность легированной стали к образованию холодных трещин в околошовной зоне при сварке аустенитными или легированными ферритными электродами (по сравнению с нелегированными ферритными) влиянием состава металла шва на температурный интервал мартенситного превращения в околошовной зоне (см. также § 3 гл. II). При сварке нелегированными ферритными электродами в металле шва происходят ферритное и перлитное превращения (примерно при 600°), а в околошовной зоне легированной стали еще сохраняется аустенит. Вследствие увеличения удельного объема металла шва при превращении аустенита и разницы в коэффициентах линейного расширения металла шва и околошовной зоны, при дальнейшем охлаждении аустенит в околошовной зоне подвергается дополнительной малой деформации растяжения. Основываясь на первых работах Г. В. Курдюмова [188] и В. И. Просвирина [229], А. М. Макара предположил, что эта деформация должна приводить к механической стабилизации аустенита и сдвигать температурный интервал мартенситного превращения в область более низких температур. В случае же отсутствия фазового превращения в металле шва (аустенитные

электроды) или смещения его в область пониженных температур (легированные ферритные электроды) механическая стабилизация аустенита в околошовной зоне отсутствует и превращение его в аустенит становится возможным при относительно более высоких температурах, благодаря чему получают развитие процессы самоотпуска мартенсита, релаксации напряжений второго рода и упорядочения строения границ зерен.

Однако эта точка зрения в настоящее время требует существенного уточнения в связи с результатами последних работ Г. В. Курдюмова и О. П. Максимовой [190, 39], а также наших исследований (см. § 3, гл. V) активизирующего влияния малой пластической деформации аустенита на мартенситное превращение. Эти работы показали, что по мере приближения температуры деформации аустенита к $T_{м.в.}$, особенно при смещении ее в верхнюю область температурного интервала мартенситного превращения, активизирующий эффект малой пластической деформации существенно возрастает. Таким образом, этот вопрос следует рассматривать не только с позиций наличия или отсутствия стабилизирующего эффекта, но и исходя из меньшего или большего активизирующего влияния пластической деформации.

При сварке закаливающих сталей в зависимости от состава металла шва могут проявляться как активизация, так и стабилизация мартенситного превращения. Если при сварке используется электродная проволока из нелегированной стали, то распад аустенита в шве происходит в интервале температур перлитного превращения, т. е. выше 600° (см. § 1, гл. 1). Соответственно это вызывает дополнительную деформацию аустенита в околошовной зоне. Поскольку предел текучести свариваемой стали при $600-650^\circ$ низок ($\sigma_t < 10 \text{ кг/мм}^2$) и в нем не могут возникать значительные упругие искажения, постольку эффект активизации не проявляется. Наоборот, вследствие блокировки дислокаций углеродом при последующем охлаждении происходит стабилизация аустенита (эффект термической стабилизации).

Если сварку выполняют проволокой из аустенитной стали, то пластическая деформация в околошовной зоне нарастает непрерывно с понижением температуры вплоть до начала мартенситного превращения. При сварке проволокой из легированной высокопрочной стали к аналогичному по характеру изменению пластической деформации при температурах, близких к температуре начала мартенситного превращения, прибавляется дополнительная деформация в зоне, возникающая вследствие мартенситного превращения в шве. При этом знак деформации может изменяться от растяжения до сжатия. В обоих последних случаях пластическая деформация аустенита активизирует мартенситное превращение в процессе охлаждения.

Смещение интервала мартенситного превращения вследствие эффекта активизации в область более высоких температур способствует развитию процессов самоотпуска мартенсита и упорядочения атомного строения по границам зерен. Именно так следует объяснять более высокую вероятность образования холодных трещин в околошовной зоне при сварке закаливающих сталей нелегированной электродной проволокой Св-08 в сравнении со сваркой легированной и аустенитной проволокой.

В случае сварки закаливающих сталей аустенитными электродами снижению склонности сварных соединений к образованию холодных трещин в околошовной зоне могут способствовать и другие факторы: частичное обеднение металла околошовной зоны углеродом вследствие его диффузии в шов в процессе сварки, особенно за время контакта твердого металла с жидким; повышенная способность аустенитного металла шва к релаксации напряжения первого рода со временем при температурах, близких к комнатным.

§ 2. О роли вакансий в механизме задержанного разрушения закаленной стали

Наибольшие затруднения теория испытывает при обсуждении механизма зарождения и роста микротрещин до размеров, при которых они могут развиваться под действием приложенного напряжения. С этой точки зрения схема Зинера не всегда может быть применима, так как она предполагает зарождение трещины (полости) только по концам скользящей границы, т. е. в вершине зерна, вследствие создаваемой там концентрации напряжений.

Кроме того, при обычных значениях свободной энергии поверхности границ сомнительно, чтобы концентрация напряжений всегда была столь высокой, чтобы могла возникнуть трещина. К такому выводу пришел Мак Лин, который на основании дислокационной теории Стро рассчитал минимальное напряжение, необходимое для хрупкого разрушения при условии, что у вершины зерна деформация только упругая [50]. Однако следует отметить, что с этой точки зрения схема Зинера объясняет межкристаллитную хрупкость при низких температурах все-таки лучше, чем при высоких, так как в последнем случае труднее создать высокую концентрацию напряжений.

Естественно, что для объяснения механизма зарождения полостей в последние годы было обращено внимание на физические явления, способствующие снижению свободной энергии поверхностей раздела и прежде всего за счет увеличения дефектности в строении границ зерен. Наибольший интерес для рассматриваемого нами случая низкотемпературной межкристаллической хрупкости представляют теории, связывающие образование зародышей полостей и их последующий рост с пересыщением металла вакансиями и их движением к границам зерен под действием напряжений [50, 195].

В настоящее время имеется большое количество работ, рассматривающих источники вакансий и других точечных дефектов и их подвижность при низких температурах [20, 230—233]. По возрастанию энергии активации перемещения наиболее подвижные дефекты могут быть расположены в следующем порядке: дислоцированный атом (0,07—0,27 эв для меди), парная вакансия (0,4 эв) и одиночная вакансия (1 эв) [232]. При закалке с высоких температур фиксируется больше парных вакансий, а при закалке с низких температур — одиночных. Вероятность существования дислоцированных атомов после закалки невелика [233]. С. Д. Герцикен [231] рассчитал, что в некоторых металлах концентрация вакансий при температуре плавления достигает 0,1 ат. %. А. Х. Коттрелл [233] указывает, что при закалке с температур на 100° ниже точки плавления можно сохранить до 0,01 ат. % вакансий. При этом чем выше будет скорость охлаждения при закалке, тем больше будет концентрация вакансий. По данным М. А. Криштала [230], в армо-железе при закалке с 1250° можно получить избыточную концентрацию вакансий 0,0186 ат. %, а в сплаве железа с 5,7% Сг — 0,0056 ат. %. Доказано, что таких концентраций вполне достаточно для образования скоплений, микропор и полостей на границах раздела. Однако из этого количества вакансий существенное число может выходить за границу только из прилегающего к ней слоя толщиной около 0,01 м.м. Имеются данные, свидетельствующие о подвижности одиночных вакансий в меди и серебре при температуре выше минус 30°, парных вакансий — выше минус 100° и о полной консервации этих дефектов при минус 196° [232, 233].

Другим важным источником избыточных вакансий является холодная пластическая деформация. Если вакансии, созданные закалкой, равномерно распределены по объему и диспергированы, то при пластической деформации они образуются в виде рядов в процессе движения дислока-

ций. Считают, что эти ряды нестабильные и могут распадаться на одиночные и парные вакансии. В соответствии с теорией, по которой вакансии образуются ступеньками на дислокациях, концентрация вакансий пропорциональна $\epsilon^{3/2}$, где ϵ — степень деформации. Еще ранее Мотт высказывал соображение, что концентрацию вакансий можно оценить как величину порядка $10^{-4} \epsilon$ [232]. По-видимому, концентрации вакансий, близкие к создаваемым закалкой, можно получить за счет холодной пластической деформации только при больших степенях последней.

При закалке или сварке сталей такие значительные степени деформации имеют место только при фазовом наклепе аустенита в процессе мартенситного превращения. С этой точки зрения наклеп в процессе превращения остаточного аустенита, в частности при обработке холодом, должен создавать вакансии в большем количестве, чем на ранних стадиях мартенситного превращения. Завершение роста мартенситных пластин в стали вблизи границ зерен повышает вероятность попадания определенной части избыточных вакансий на границы.

Общая пластическая деформация металла в околошовной зоне, вызываемая неравномерным нагревом и охлаждением сварных соединений и различиями в составе и свойствах шва и основного металла, не может служить существенным источником вакансий, так как она обычно невелика ($\epsilon=0,01 \div 0,03$) и в значительной части протекает при повышенных температурах.

Для объяснения закономерностей задержанного разрушения и явления «отдыха» важно рассмотреть возможные стоки избыточных вакансий и влияние температуры и напряжений на эффективность этих стоков. В зависимости от природы металла в определенном интервале отрицательных и невысоких положительных температур основными стоками вакансий могут быть ступеньки на линиях дислокаций, границы зерен и свободные поверхности. При повышенных температурах все более и более существенную роль начинают играть тепловая активация атомов, благодаря которой становится возможным также исчезновение вакансий при взаимодействии их с дислокациями, а также путем рекомбинации с дислоцированными атомами. Кроме того, при этих температурах полнее протекают процессы установления термического равновесия путем перемещения вакансий, а возможно и дислокаций, от источников к стокам, и наоборот. Это приводит к упорядочению строения системы в целом, а именно матрицы зерен и границ между ними и отдельными фазами. По-видимому, такие условия создаются не только при низкотемпературном отпуске или старении, но также и непосредственно в процессе охлаждения, если оно происходит с достаточно малой скоростью, например при сварке с подогревом.

Следует полагать, что явление «отдыха» даже при относительно невысоких температурах (особенно близких к комнатной) обусловлено не только упорядочением строения границ зерен, но в определенной мере и упорядочением внутризеренной структуры путем перераспределения дислокаций, образующих скопления внутри зерен. Дислокации перераспределяются преимущественно путем пластических сдвигов, приводящих к «разрядке» скоплений, а также вследствие аннигиляции дислокаций разных знаков. При отрицательных температурах, когда возникновение тепловых флуктуаций, достаточных для осуществления сдвига (перемещения дислокаций), маловероятно, «разрядка» развивается слабо и возможна в основном за счет аннигиляции дислокаций при взаимодействии с точечными дефектами (вакансиями). При этом роль границ зерен становится определяющей. С повышением температуры низкого отпуска длительность процессов релаксации внутри зерна, наоборот, существенно снижается благодаря увеличению подвижности дислокаций.

Важно отметить также, что по данным С. С. Шуракова [219] энергия активации процесса «отдыха» не остается постоянной во времени. К концу

процесса она повышается до $\sim 9000 \text{ кал/г-ат}$, т. е. до значений, указывающих на преобладание сдвиговых явлений. Однако проведенное нами сравнение показало, что в начале процесса энергия активации процесса «отдыха» ближе к значениям энергии активации движения моновакансий. Это косвенно подтверждает нашу точку зрения о возможной существенной роли избыточных вакансий в релаксационных явлениях, протекающих на первых стадиях «отдыха».

При пониженных температурах наиболее эффективным стоком вакансий являются границы зерен, поскольку с точки зрения термодинамики вакансии подобны примесным атомам.

Приложенные или остаточные напряжения следует рассматривать как фактор, не только активизирующий и ускоряющий движение вакансий к стокам, но и ориентирующий их движение преимущественно в направлении действия растягивающей компоненты напряжений, т. е. к поперечным границам зерен. Упруговязкое течение по границам, не перпендикулярным к растягивающему напряжению, приводит к тому, что в объемах зерен, прилегающих к поперечным границам, возникает трехосное напряженное состояние (см. рис. 127, а). Когда приложено растягивающее напряжение σ , это гидростатическое напряжение совершает некоторую работу над вакансией, что создает градиент энергии U , движущий вакансии к поперечным границам. По смежным границам, которые непрерывно участвуют в скольжении, наоборот, преимущественно развиваются процессы упорядочения за счет образования нового, более стабильного расположения дислокаций. При этом вакансии, генерируемые в смежных границах в процессе проскальзывания и поступающие в эти границы из зерна, в основном гасаются, однако часть их «перекачивается» к поперечным границам вследствие повышенной диффузионной подвижности атомов на границах, а также коагулирует на самих смежных границах.

Проведенный Мак Лином [50, 195] теоретический анализ показал, что зарождение микрополостей возможно только при одновременном соблюдении двух условий: высокого пересыщения вакансиями и наличия высоких напряжений. Второе условие может быть соблюдено только в местах концентрации напряжений, т. е. в вершинах зерен или в выступах на поперечных границах. Так как приложенные или остаточные напряжения направляют поток вакансий к поперечным границам и смещают зерна относительно друг друга, они не только способствуют образованию полостей, но их росту и раскрытию в микротрещины. Нетрудно показать, что в каждом конкретном случае должна существовать определенная критическая величина напряжений, ниже которой образование микротрещины станет маловероятным.

По-видимому, главным условием, определяющим критическую величину напряжений, является насыщение поперечных границ достаточным количеством вакансий, так как требуемое для этого напряжение должно быть значительно больше того, которое способно вызвать сдвиг по смежным границам.

При напряжении, меньшем критического, выход вакансий на границы будет ограничен. Главными стоками вакансий окажутся дислокации, образующие границы блоков, двойники и плоскости сдвига, которые были созданы ранее вследствие деформации зерен при охлаждении с высоких температур и в процессе фазовых превращений. Развитие упруговязкого течения зерен по смежным границам в этих условиях не вызовет трещин, но, наоборот, приведет к упорядочению в строении этих границ. При этом в зависимости от величины напряжений в большей или меньшей степени будет проявляться «отдых».

С увеличением напряжений выше критической величины поток вакансий к поперечным границам будет приобретать все более и более лавино-

образный характер, а скорость упруговязкого течения по смежным границам будет возрастать, что приведет к уменьшению времени, необходимого для зарождения и роста микротрещин. При этом все более и более четко будет проявляться тенденция в расположении трещин по поперечным границам (см. рис. 128).

В связи с тем, что температура испытания в существенной мере определяет подвижность вакансий, длительность их существования, сопротивление границ сдвигу, а также степень проявления «отдыха», для каждого сплава в зависимости от его основы и системы легирования должна существовать определенная температура, при которой задержанное разрушение развивается наиболее интенсивно.

Гипотеза о существенной роли вакансий в механизме образования зародышей микротрещин по границам зерен закаленной стали впервые была выдвинута автором в работе [225]. В дальнейшем с целью количественного подтверждения этой гипотезы автором и В. В. Беловым были рассмотрены энергетические характеристики процесса задержанного разрушения и дан анализ различных стадий образования и роста зародышей микротрещин до критического размера по Гриффитсу.

Для анализа энергии активации процесса задержанного разрушения закаленной стали была проведена серия опытов, в которых определяли влияние температуры испытания на характер изменения временной зависимости прочности. Плоские образцы стали 40X толщиной 3 мм (см. рис. 32, а) нагревали током в машине ИМЕТ-4 до температуры 1300—1330° за 30—40 сек при скорости нагрева 40—60 град/сек и затем охлаждали в спокойном воздухе со скоростью 34—45 град/сек до температуры испытания (от 100 до -196° С, или, соответственно, от 373 до 77° К). Нагружение образцов в процессе охлаждения производили в два этапа: 1) в интервале 550—400° С до 30 кг/мм²; 2) в интервале 270—140° С до полного заданного напряжения. При этом относительная деформация образца в состоянии аустенита составляла 13—22% по сужению сечения в шейке и 6—11,5% по удлинению на базе 10 мм. После такой обработки все образцы имели структуру мартенсита с остаточным аустенитом. Результаты испытаний стали 40X на задержанное разрушение показаны на рис. 129.

Испытания показывают, что сталь 40X склонна к задержанному разрушению при температурах, близких к комнатной (273—348° К). При температурах 323 и 348° К величины минимального разрушающего

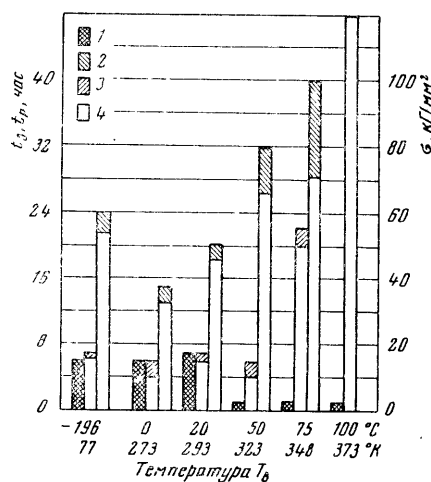


Рис. 129. Влияние температуры испытания на сопротивление стали 40X задержанному разрушению:

1 — длительность выдержки t_p при температуре испытания $T_{\text{в}}$ после нагружения; 2 — минимальное разрушающее напряжение $\sigma_{\text{кр}}$; 3 — длительность выдержки t_r до разрушения при $\sigma_{\text{кр}}$; 4 — разрушения нет

напряжения $\sigma_{p \min}$ отличаются незначительно, а длительность до разрушения t_p при $\sigma_{p \min}$ в случае испытания при 348° К в 4–5 раз больше, чем при 323° К. С повышением температуры испытания до 373° К сталь становится нечувствительной к задержанному разрушению. При $\sigma \leq 120$ кг/мм² образцы вообще не разрушаются, а при $\sigma = 131$ кг/мм² разрушаются с большой пластической деформацией.

В качестве примера на рис. 130 приведены кривые задержанного разрушения при 348, 293 и 273° К, показывающие, что с понижением температуры испытания от 348 до 273° К уменьшаются оба критерия сопротивляемости задержанному разрушению ($\sigma_{p \min}$ и t_p при $\sigma_{p \min}$). При температуре тающего льда (273° К) $\sigma_{p \min}$ составляет лишь 33,4 кг/мм². При замораживании образцов до температуры жидкого азота (77° К) задержанного разрушения при $\sigma \leq 120$ кг/мм² не происходит. Образцы начинают разрушаться только в процессе отогрева (при температуре от 273 до 288° К) или при комнатной температуре (293° К) через 3–4 час (см. рис. 129).

Энергию активации процесса задержанного разрушения оценим с помощью уравнения Аррениуса—Журкова [234], применяемого обычно для анализа явлений, которые протекают при температурах ниже 0,5 температуры плавления

$$t_p = t_0 \exp\left(-\frac{U_0 - \omega\sigma}{kT}\right), \quad (1)$$

где t_p — длительность до разрушения, сек; t_0 — величина, зависящая от напряжений и характеризующая структурное состояние сплава, сек; U_0 — энергия активации процесса при $\sigma = 0$, зависящая от типа кристаллической решетки и композиции сплава, ээ; T — абсолютная температура, °К; k — постоянная Больцмана, равная $8,57 \cdot 10^{-5}$ ээ/град; σ — приложенное растягивающее напряжение, кг/мм²; ω — постоянная, имеющая размерность энергии активации, отнесенной к единице напряжения, ээ · мм²/кгГ.

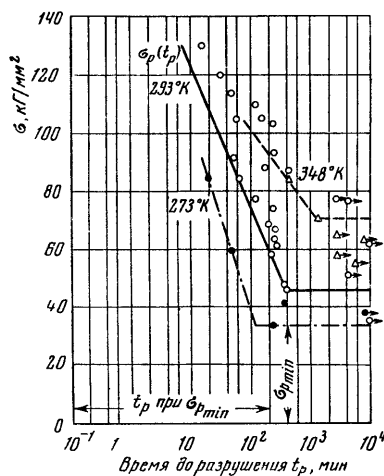


Рис. 130. Зависимость прочности σ_p стали 40X от времени t_p испытания на задержанное разрушение в машине ИМЕТ-4 при различных температурах

стует определенному напряжению отрезкам, отсекаемым на оси ординат верными прямыми. После подстановки значений t_0 в уравнение (1) можно рассчитать энергию активации процесса U_0 (табл. 27). Значения t_0 и U_0 для $\sigma = 0$ рассчитаны путем экстра-

Энергия активации процесса задержанного разрушения $U_0 = U_0 - \omega\sigma$ представляет собой разность энергий термической (U_0) и механической ($\omega\sigma$) активаций. Чем больше напряжение σ , тем меньше энергия активации процесса.

Для анализа результатов испытания стали 40X на задержанное разрушение по уравнению (1) данные рис. 130 перестроим в координатах $\ln t_p$ в функции от обратной температуры $1/T^\circ$ К (рис. 131). Каждая из полученных верных прямых, проведенных через опытные точки, соответ-

поляции опытных данных. На рис. 131 соответствующая прямая при $\sigma=0$ нанесена пунктиром.

Данные табл. 27 показывают, что параметр t_p зависит от приложенного напряжения σ . В полулогарифмических координатах эта зависимость имеет линейный характер (рис. 132). Поэтому уравнение (1) для анализа энергетических характеристик задержанного разрушения закаленной стали при температурах, близких к комнатной, можно представить в виде

$$t_p = t_0 \exp(\gamma\sigma) \exp\left(-\frac{U_0 - \omega\sigma}{kT}\right), \quad (2)$$

где t_0 — постоянная, характеризующая структурное состояние металла; γ — постоянная, имеющая размерность $\text{м.м}^2/\text{кГ}$.

Для рассмотренного нами случая задержанного разрушения стали 40X параметры, входящие в уравнения (1) и (2), имеют следующие значения: $U_0 = 0,77 \text{ эв}$; $\ln t_0 = 42,5$; $t_0 = 28,2 \cdot 10^{17} \text{ сек}$; $\gamma = 0,216 \text{ м.м}^2/\text{кГ}$; $\omega = 4,3 \cdot 10^{-5} \text{ эв} \cdot \text{м.м}^2/\text{кГ}$.

Проведенный анализ показывает, что с увеличением приложенного напряжения σ от 0 последовательно до $\sigma_{p \min} = 30 \div 40$ и $90 \div 100 \text{ кГ/мм}^2$, энергия активации процесса задержанного разрушения снижается от 0,77 до 0,63—0,59 и 0,39—0,34 эв (см. рис. 132). Приближенный расчет энергии активации движения вакансий для стали 40X показывает, что энергия активации для моновакансий составляет $\sim 1,45 \text{ эв}$, а для дивакансий $\sim 0,65 \text{ эв}$. Расчет проведен по данным для вольфрама [235]

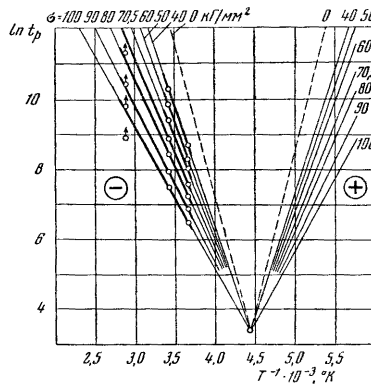


Рис. 131. Зависимость времени до разрушения $\ln t_p$ от обратной температуры испытания $T^{-1} \text{ } ^\circ\text{K}$ при различных приложенных напряжениях σ

Таблица 27

Расчетные значения энергетических характеристик и процесса задержанного разрушения в зависимости от приложенного напряжения

σ , кГ/мм ²	$\ln t_p$	t_p , сек	U_σ , эв	σ , кГ/мм ²	$\ln t_p$	t_p , сек	U_σ , эв
0	42,5	$28,2 \cdot 10^{17}$	0,77	70,5	27,41	$75,8 \cdot 10^{10}$	0,47
40	33,6	$38,0 \cdot 10^{13}$	0,59	80	25,41	$10,5 \cdot 10^{10}$	0,43
50	31,8	$63,1 \cdot 10^{12}$	0,56	90	23,20	$12,0 \cdot 10^9$	0,39
60	29,3	$52,5 \cdot 10^{11}$	0,51	100	20,89	$12,0 \cdot 10^8$	0,34

на основе постоянства отношения энергии активации движения точечных дефектов к абсолютной температуре плавления в металлах с одинаковой кристаллической решеткой [232] и с учетом влияния углерода и хрома на энергию активации самодиффузии железа. При этом исходили из того, что энергия активации самодиффузии U_x примерно равна сумме энергии образования U_1 и энергии активации движений вакансий U_2 [233] и что $U_1 \approx U_2$ [235].

Таким образом, с ростом приложенного напряжения энергия активации процесса задержанного разрушения закаленной стали изменяется от значений, близких к энергии активации движения моновакансий, до значений, соответствующих энергии активации движения дивакансий, а затем и сдвига. Это свидетельствует о существенной роли вакансий в механизме образования и роста зародышей трещин, особенно при напряжениях, близких к σ_p^{min} . При высоких же напряжениях, близких к пределу текучести, существенно возрастает роль сдвиговых процессов.

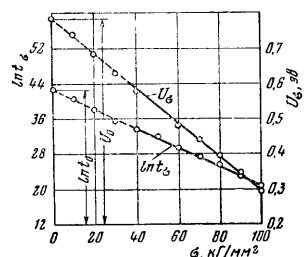


Рис. 132. Зависимость энергетических характеристик процесса задержанного разрушения $\ln t_0$ и U_0 от приложенного напряжения

203° K (−70° C) разрушение вообще не происходит. Это показано также в работах [91 и 225]. Если в уравнениях (1) и (2) изменить знак показателей степени с минуса на плюс, то для области температур ниже 228° K можно построить семейство верных прямых (см. тонкие линии на рис. 131), которые являются зеркальным отражением семейства верных прямых с экспериментальными точками и выражают тенденцию к повышению сопротивляемости стали задержанному разрушению при более низких температурах. При этом $t_0 = 3,16 \cdot 10^{-10}$ сек.

Современная теория каверн [236] позволяет обосновать следующий механизм зарождения субмикрочастиц по границам зерен в закаленной стали с избыточной концентрацией вакансий и дальнейшего их роста до критического размера трещины по Гриффитсу:

1) образование каверн по границам зерен при резком охлаждении с высоких температур за счет конденсации вакансий из тонких пограничных слоев шириной примерно $7b$, где b — вектор Бюргерса;

2) рост крупных каверн за счет соседних мелких;

3) дальнейший рост каверн за счет: а) вакансий, которые мигрируют к границам из более глубоких слоев зерен (0,01 м.м) под влиянием градиента энергии, возникающего под воздействием приложенных напряжений в соответствии со схемой Зенера (см. рис. 127); б) за счет непосредственного воздействия приложенных напряжений, приводящих вслед-

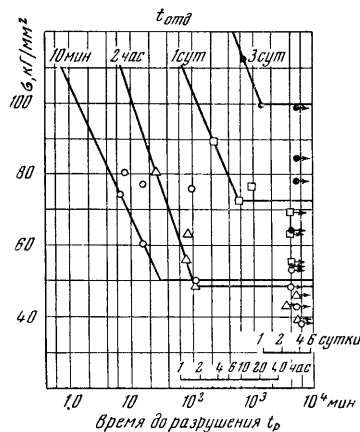


Рис. 133. Влияние длительности отдыха $t_{отд}$ под напряжением $7-8$ кг/мм² на зависимость прочности σ_p стали 42X2ГСНМ от времени t_p испытания на задержанное разрушение

ствие упруговязкого течения по одним границам зерен к накоплению нормальных микронапряжений по другим границам, ориентированным преимущественно поперек направления действующих напряжений.

Для подтверждения этого механизма автором и В. В. Беловым были проведены расчеты времени жизни вакансий, фиксированных резким охла-

ждением с высоких температур [233], и теоретический анализ [236] условий образования каверн устойчивого размера при 293° К в стали типа 40Х при избыточной концентрации вакансий 0,017 ат. %. Эта концентрация вакансий была принята по данным работ [237, 238]. Расчеты показали, что для образования каверн устойчивого размера этой концентрации вакансий вполне достаточно. Время жизни вакансий значительно меньше длительности до разрушения: при напряжениях, близких к $\sigma_{p\ min}$, в три раза, а при высоких напряжениях в 100—1000 раз.

Для анализа механизма задержанного разрушения большой интерес представляют данные о влиянии напряжений ниже минимального разрушающего напряжения $\sigma_{p\ min}$ на «отдых» закаленной стали. Эти исследования автор и В. В. Белов провели на стали 42Х2ГСНМ, которая при температуре испытания 293° К имеет $\sigma_{p\ min} = 49\ \text{кг/мм}^2$. Условия нагрева и охлаждения образцов этой стали в машине ИМЕТ-4 были такими же, как и для стали 40Х. Однако режимы нагружения отличались тем, что в процессе охлаждения в интервале температур 550—400° С к образцам прикладывали напряжение 7—8 кг/мм². При этом степень деформации аустенита составляла по относительному сужению образцов $\epsilon_s = 4—8\%$ и удлинению на базе 10 мм $\epsilon_s = 1—2\%$, что соответствовало условиям деформации при сварке и закалке. После охлаждения образцов до комнатной температуры напряжение либо не изменяли, либо повышали до более высоких значений (30—32 и 44—45 кг/мм²) с последующей выдержкой при этих напряжениях до 10 мин, 2 час, 1 и 3 сут. После соответствующих выдержек образцы подвергали стандартным испытаниям на задержанное разрушение с целью определения влияния напряжений и длительности «отдыха» на изменение кривых временной зависимости прочности (рис. 133) и величины $\sigma_{p\ min}$ (рис. 134).

Данные рис. 133 и 134 показывают, что с увеличением длительности отдыха повышаются оба критерия, характеризующие сопротивляемость задержанному разрушению ($\sigma_{p\ min}$ и t_p). С увеличением напряжения при отдыхе $\sigma_{p\ min}$ повышается при всех длительностях отдыха, а временные зависимости $\sigma_{p\ min}$ имеют вид кривых, обратных кривым релаксации. Ускорение отдыха и повышение его полноты с увеличением напряжения (но не выше $\sigma_{p\ min}$) можно объяснить интенсификацией процессов, релаксации микронапряжений и упорядочения строения границ зерен.

Изложенные экспериментальные и расчетные данные подтверждают правомерность гипотезы о существенной роли вакансий в механизме зарождения микротрещин при испытании закаленной стали на задержанное разрушение или при возникновении холодных трещин в сварных соединениях. Таким образом, при объяснении механизма зарождения холодных трещин в закаленной стали недостаточно исходить только из наличия границ зерен, которые вследствие неупорядоченного строения и резких

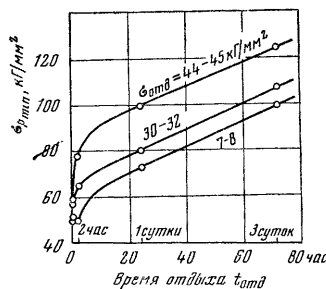


Рис. 134. Влияние напряжения при отдыхе $\sigma_{отд}$ на изменение минимального разрушающего напряжения $\sigma_{p\ min}$ для стали 42Х2ГСНМ в зависимости от длительности отдыха $t_{отд}$

искажений (в результате мартенситного превращения) имеют пониженное сопротивление сдвигу и в условиях воздействия значительных напряжений первого рода являются концентраторами напряжений. Для того чтобы эти границы могли при обычных значениях свободной энергии поверхностей раздела служить зародышами трещин, необходима нереально высокая концентрация напряжений. Поэтому зарождение трещин возможно только при условии резкого снижения свободной энергии границ зерен, а для этого необходимо интенсивное насыщение этих поверхностей раздела вакансиями. Применение схемы Зинера (см. рис. 127) совместно с приведенными здесь основными положениями теории

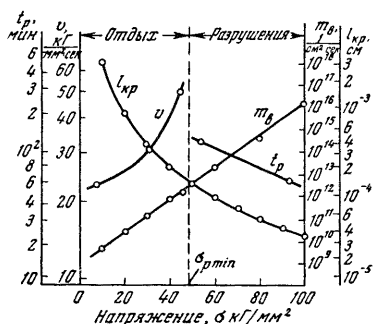


Рис. 135. Влияние приложенных напряжений σ на условия проявления «отдыха» или задержанного разрушения закаленной стали:

m_v — поток вакансий к границам, приводящий к зарождению субмикротрещин; $l_{кр}$ — критический размер трещины по условию Гриффитса; v — темп восстановления прочности (по $\sigma_{p\ min}$) за первые сутки отдыха; t_p — длительность до разрушения

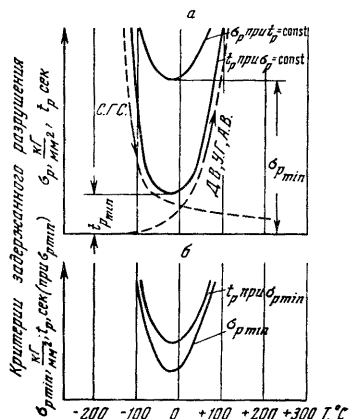


Рис. 136. Схема влияния температуры на разрушающее напряжение σ_p закаленной стали, на время до разрушения t_p (а) и на наименьшую (критическую) величину напряжения $\sigma_{p\ min}$ (б). С повышением температуры развиваются две группы противоположных по своему влиянию процессов: 1) снижение сопротивления границ сдвигу (С. Г. С.) и термическая активация движения вакансий (Д. В.); 2) упорядочивание строения границ (У. Г.) и аннигиляция вакансий (А. В.)

каверн позволяет дать новую физическую трактовку механизма задержанного разрушения закаленной стали, для которой характерно наличие высоких избыточных концентраций вакансий.

Исходя из этих представлений, можно предложить следующие общие схемы, поясняющие влияние напряжений (рис. 135) и температуры (рис. 136) на задержанное разрушение закаленной стали.

С ростом приложенных напряжений (рис. 135) поток вакансий m_v на границы зерен из прилегающего к ним тонкого слоя (0,01 м.м.), оцененный по уравнению длительности жизни вакансий, возрастает. Поскольку одновременно снижается критический размер зародыша трещины $l_{кр}$, рассчитанный по условию Гриффитса, постольку при некотором критическом напряжении $\sigma_{p\ min}$ и выше этот зародыш становится способным к росту, и со временем происходит разрушение. По мере увеличения напряжений длительность до разрушения сокращается.

При напряжениях ниже $\sigma_{p\ min}$ размеры субмикрочастиц вакансионного происхождения оказываются значительно меньше критического

размера зародыша трещины. В этих условиях упруговязкое течение по границам не вызывает разрушения. Наоборот, начинают превалировать процессы упорядочения строения границ зерен и происходят частичная релаксация напряжений и «отдых». На рис. 135 это выражено в повышении темпа v восстановления прочности, т. е. увеличения минимального разрушающего напряжения $\sigma_{p \min}$ за первые сутки отдыха с ростом приложенного напряжения до $\sigma_{p \min}$.

При низких отрицательных температурах (см. рис. 136) холодные трещины не образуются вследствие повышения сопротивления сдвигу по границам зерен, а также снижения или полного отсутствия подвижности вакансий. При повышенных температурах задержанное разрушение предотвращается благодаря релаксации напряжений и «отдыху».

В связи с важностью проблемы задержанного разрушения при изучении и разработке конструкционных сталей и сплавов, по-видимому, целесообразно рассматривать влияние легирующих элементов и примесей не только на кинетику фазовых превращений, но и на концентрацию избыточных вакансий и других дефектов в реальной структуре. Вакансионный механизм зарождения микрополостей позволяет подвести базу и под существующие представления о влиянии водорода на хрупкость металлов, которые основаны на адсорбционном эффекте, снижающем критические размеры микротрещин.

Проведенный анализ механизма задержанного разрушения показывает, что интенсивному образованию холодных трещин при температурах, близких к комнатной, в первую очередь способствуют повышение температуры закалки, скорости охлаждения, напряжений первого рода, микронапряжений и их концентрации. Особенно сильное влияние температуры закалки обусловлено не только избыточной концентрацией вакансий, но и рядом других важных причин. Например, в сталях с повышением температуры закалки происходят укрупнение зерна, повышение концентрации углерода в твердом растворе и в связи с этим снижение температуры мартенситного превращения, увеличение объемного эффекта превращения и связанных с ним напряжений.

При сварке сталей интенсивность образования холодных трещин в околошовной зоне выше, чем при закалке, не только из-за более высокой температуры нагрева, но и потому, что в процессе интенсивного роста зерна по границам возможна сегрегация некоторых легирующих элементов и вредных примесей, а в ряде случаев оплавление сегрегатов и выделение легкоплавких фаз по границам (явление перегрева), приводящее к резкому снижению межкристаллической прочности. При закалке это явление обычно выражено значительно менее резко, так как выдержка при высоких температурах перед закалкой обычно достаточна для установления низкой равновесной концентрации примесей на границах (см. рис. 44).

Однако отрицательное действие примесей нельзя объяснить только в связи с непосредственным влиянием их на свойства границ зерен. Высокая концентрация примесей в самом зерне также должна повышать склонность к межкристаллическому разрушению, поскольку примесные атомы, закрепляя дислокации, увеличивают сопротивление сдвигу в зерне и тем самым способствуют локализации деформации по границам.

§ 3. Влияние пластической деформации аустенита на сопротивляемость закаленной стали задержанному разрушению

Известно, что при одинаковом структурном состоянии стали в околошовной зоне сопротивляемость ее образованию холодных трещин при сварке тем ниже, чем больше жесткость сварных соединений. Обычно

это объясняют только повышением уровня напряжений первого рода, не анализируя возможного влияния величины внутренней пластической деформации на тонкую структуру аустенита, а также на состояние грани зерен.

При изучении влияния пластической деформации аустенита на микроструктуру стали с помощью вакуумного микроскопа ИМЕТ-ВМД было показано (см. § 3, гл. 5), что при небольшом повышении величины пластической деформации сначала происходит поворот зерен относительно друг друга при весьма ограниченном числе возникающих внутри зерен плоскостей скольжения. При больших степенях пластической деформации, характерных для термомеханической обработки, идет интенсивное дробление зерен с образованием множества новых поверхностей раздела. В связи с этим можно ожидать, что в первом случае возникают дополнительные искажения по границам зерен, которые могут отрицательно сказаться на сопротивляемости стали к задержанному разрушению после закалки. Во втором случае дробление и исчезновение непрерывных границ рекристаллизованных зерен аустенита, наоборот, могут оказывать положительное влияние.

Исследование этого вопроса было проведено автором и В. В. Беловым на сталях 15X12НМВФА и 42Х2ГСНМ, которые были подвергнуты испытанию на задержанное разрушение по методике ИМЕТ-4 (см. § 6, гл. III). Плоские образцы (см. рис. 32, а), вырезанные из прокатанных листов толщиной 2—2,5 мм, устанавливали вертикально в зажимы стоек машины ИМЕТ-4 и нагревали проходящим током до температуры 1300—1340°. В процессе охлаждения образцы последовательно нагружали с помощью грузов и системы рычагов сначала в аустенитной области в интервале 550—400° до напряжений 15, 30 и 50 кг/мм², а затем в процессе мартенситного превращения в интервале 270—140° или 220—110° до полного заданного напряжения (табл. 28). Изменение величины напряжений при первом нагружении производили с целью регулирования степени деформации аустенита.

Ряд образцов подвергали вторичному нагружению для сравнения только после полного охлаждения до комнатной температуры. Опыты при больших степенях деформации аустенита практически соответствовали условиям низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО)

Таблица 28

Условия нагрева, охлаждения и нагружения образцов при изучении влияния степени деформации аустенита на сопротивляемость задержанному разрушению

Марка стали	N режима	Время нагрева до T _{max} , сек	Длительность пребывания выше 900° сек		Скорость нагрева в интервале 900—1300° В/град·сек	Скорость охлаждения в интервале 900—300° В/град·сек	Напряжение, до которого нагружали образцы в интервале 550—400°, кг/мм ²	Температурный интервал до нагружения, С	Степень деформации аустенита по отношению к исходному состоянию образца в шее, %
			при нагреве t'	при охлаждении t''					
42Х2ГСНМ	I	35—40	20—23	2,2—2,5	56—65	32—38	50	270—140	38—50
	II	35—40	20—23	2,2—2,5	56—65	32—38	30	270—140	15—24
	III	35—40	20—23	2,2—2,5	56—65	32—38	15	200—140	7—12
	IV	35—40	20—23	2,2—2,5	56—65	32—38	15	20	7—12
	V	35—40	20—23	2,2—2,5	56—65	32—38	—	20	4—8
15X12НМВФА	II	30—35	22—25	2,0—2,3	85—95	32—42	30	270—140	15—25
	VI	30—35	22—25	2,0—2,3	85—95	32—42	30	220—110	7—15

закалившихся сталей, а при малых — условиях сварки и обычной закалки. Во всех случаях скорость охлаждения образцов была выше критической скорости закалки.

После нагружения все образцы длительное время выдерживали под нагрузкой до момента разрушения. Неразрушившиеся образцы снимали со стоек машины через 4—7 сут. На образцах, подвергнутых испытаниям

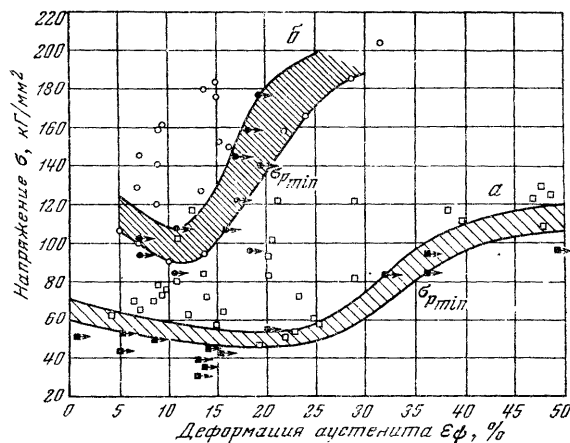


Рис. 137. Влияние пластической деформации образцов (по относительному сужению в шейке) на сопротивляемость задержанному разрушению сталей 42Х2ГСНМ (а) и 15Х12НМВФА (б): $\sigma_{p \min}$ — минимальное разрушающее напряжение; светлые кружки и квадраты — образцы разрушились; черные кружки и квадраты — образцы не разрушились в течение ≥ 4 суток

на задержанное разрушение, измеряли степень деформации по удлинению ϵ_s на базе 10 мм и по сужению ϵ_ϕ по конечному сечению образцов. Исследование деформации образцов в процессе испытания показали, что деформация в период первого нагружения составляет 70—90% общей деформации. После же полного охлаждения, в процессе самого испытания на задержанное разрушение, заметной макроскопической деформации не происходит. Большая часть образцов разрушалась в течение 10—12 час после нагружения, некоторые образцы разрушались после выдержки до 1—2 сут. Как и обычно для задержанного разрушения стали, поверхность излома образцов имела зернистое (кристаллическое) строение, типичное для хрупкого разрушения.

Сталь 42Х2ГСНМ имеет наименьшую сопротивляемость задержанному разрушению ($\sigma_{p \min} = 49 \div 50$ кг/мм²) при степени деформации аустенита $\epsilon_\phi = 12 \div 14\%$ или $\epsilon_s = 5 \div 10\%$ (рис. 137, а). При этом время до разрушения составляет $t_p = 2$ час. С уменьшением степени деформации до $\epsilon_\phi = 2 \div 8\%$ или $\epsilon_s = 2\%$ сопротивляемость задержанному разрушению повышается незначительно, $\sigma_{p \min}$ увеличивается до 57 кг/мм². Это близко к условиям деформации аустенита в околошовной зоне при сварке.

С повышением степени деформации до $\epsilon_\phi = 50\%$ или $\epsilon_s = 28\%$ сопротивляемость задержанному разрушению резко возрастает ($\sigma_{p \min} = 107$ кг/мм², $t_p > 24$ час). Следовательно, НТМО уже при этой степени

деформации повышает сопротивляемость стали задержанному разрушению в два раза.

У стали 15Х12НМВФА наименьшая сопротивляемость задержанному разрушению ($\sigma_{p, \min} = 90 \text{ кг/мм}^2$) имеет место при степени деформации $\epsilon_y = 9 \div 14\%$ или $\epsilon_\delta = 4 \div 7\%$ (рис. 137, б). С повышением и понижением степени деформации от этих значений сопротивляемость задержанному разрушению $\sigma_{p, \min}$ повышается: при $\epsilon_y = 5\%$ или $\epsilon_\delta = 2\%$ $\sigma_{p, \min}$ до 105 кг/мм^2 , а при $\epsilon_y = 25 \div 30\%$ или $\epsilon_\delta = 12 \div 14\%$ — до $180\text{--}200 \text{ кг/мм}^2$, что близко к пределу прочности стали при статическом растяжении. Это показывает, что после НТМО сталь 1512НМВФА становится практически нечувствительной к задержанному разрушению уже при относительно невысоких степенях деформации аустенита. Таким образом, полностью оправдалось предположение о том, что измельчение кристаллической структуры при НТМО (выражающееся прежде всего в дроблении зерен и их границ и появлении большого числа новых поверхностей раздела в виде границ субзерен, фрагментов (плоскостей скольжения) и т. д.) устраняет склонность стали к задержанному разрушению.

Следует заметить, что положительный эффект НТМО может быть связан не только непосредственно с увеличением общей протяженности поверхностей раздела, но и со снижением в связи с этим возможности коагуляции вакансий и образования зародышей трещин, так как число активных стоков вакансий, а следовательно, и равномерность их распределения в тонкой структуре мартенсита с плотной сеткой дислокаций резко возрастает. Кроме того, можно предположить, что в результате НТМО микронапряжения должны быть меньше, так как в связи с измельчением тонкой структуры и повышением плотности дислокаций сегрегация углерода на дислокациях и границах раздела может приводить к обеднению твердого раствора этим элементом и снижению степени тетрагональности мартенсита. Таким образом, НТМО может служить эффективным средством устранения склонности закаленных сталей и их сварных соединений к образованию холодных трещин и тем самым способствовать существенному повышению конструктивной прочности.

Снижение сопротивляемости задержанному разрушению при малых степенях деформации аустенита ($\epsilon_y = 10 \div 20\%$ или $\epsilon_\delta = 5 \div 10\%$) обусловлено тем, что в этом случае дробление зерен отсутствует, а происходит только поворот их относительно друг друга. Это вызывает дополнительные искажения по границам и повышает способность их к упруго-вязкому течению.

§ 4. Влияние скорости охлаждения и других параметров термического цикла сварки на сопротивляемость закаливающимся сталям задержанному разрушению в околошовной зоне

Влияние параметров термического цикла сварки на структурное состояние и сопротивляемость задержанному разрушению было исследовано автором и В. В. Беловым по методике ИМЕТ-4 на сталях перлитного класса 35ХГСА, 40ХГСА, 45ХНМТА, 43ХЭСНМФА и мартенситного класса 15Х12НМВФА.

Образцы подвергали воздействию трех термических циклов (рис. 138), которые соответствовали условиям однопроходной сварки листов малой, средней и большой толщины (табл. 29). Скорость нагрева W_n изменяли от 15 до 200 град/сек (при 700—900°), а скорость охлаждения W_o — от 1 до 100 град/сек (при 600—500°). При охлаждении образцы последовательно нагружали по режиму II, указанному в табл. 28. Размер зерна при циклах 1, 2 и 3 у исследованных сталей составлял соответственно:

15X12HMBFA — 0,05; 0,10 и 0,20 мм; 35ХГСА — 0,11; 0,20 и 0,28 мм;
45ХНМГА — 0,11; 0,16 и 0,32 мм; 43ХЗСНМФА — 0,10; 0,16 и 0,25 мм.

У малоуглеродистой мартенситной стали с 12% Сг 15X12HMBFA критерий сопротивляемости задержанному разрушению $\sigma_{p\ min}$ изменяется

Т а б л и ц а 29

Параметры термических циклов рис. 138, принятые при исследовании задержанного разрушения стали 15X12HMBFA

№ термического цикла	Длительность пребывания выше 900°, сек		Скорость нагрева в интервале 700—900° W_H , град/сек	Скорость охлаждения в интервале 600—500° W_0 град/сек
	при нагреве, t'	при охлаждении, t''		
1	8,5	1,6	185	65
2	24,5	2,0	87	28
3	29	3,6	16	4,3

в зависимости от скорости охлаждения и суммарной длительности $t' + t''$ пребывания металла выше A_{c_0} по кривой с минимумом (рис. 139). В условиях цикла 2, соответствующего сварке листов средней толщины ($W_0 = 30 \div 40$ град/сек), сталь склонна к задержанному разрушению. При мягком цикле 3, несмотря на значительное увеличение размера зерна и сохранение мартенситной структуры, сталь не склонна к задержанному разрушению благодаря медленному охлаждению ($W_0 = 4 \div 7$ град/сек). При жестком цикле 1 ($W_0 = 52 \div 68$ град/сек) сопротивляемость задержанному разрушению также резко возрастает (зерно мелкое). Такой характер изменения сопротивляемости закаляющихся сталей образованию холодных трещин в реальных условиях сварки также имеет место при ограниченном содержании углерода.

У среднеуглеродистой низколегированной перлитной стали 35ХГСА, обладающей высокой устойчивостью аустенита, сопротивляемость задержанному разрушению при скоростях охлаждения ($W_0 = 25 \div 100$ град/сек), превышающих критическую скорость закалки, пика и практически не зависит от скорости охлаждения, несмотря на заметное изменение размера зерна (рис. 140, а). Сопротивляемость задержанному разрушению начинает возрастать лишь при W_0 ниже 25 град/сек. Особенно резко $\sigma_{p\ min}$ повышается при скоростях охлаждения, при которых в структуре начинают появляться заметные количества бейнита (5—10%). Об этом свидетельствует кривая изменения количества мартенсита в зависимости от скорости охлаждения (см. рис. 140, б), построенная с учетом влияния пластической деформации аустенита на его устойчивость при испытании образцов в машине ИМЕТ-4. Аналогичные зависимости наблюдаются и

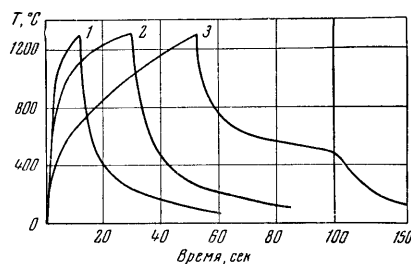


Рис. 138. Термические циклы околошовной зоны, принятые при исследовании влияния скорости охлаждения на сопротивляемость сталей задержанному разрушению в условиях однопроходной сварки листов малой (цикл 1), средней (цикл 2) и большой толщины (цикл 3). Параметры циклов см. в табл. 29

у сталей с более высоким содержанием углерода и 1—3% Cr (40ХГСА, 45ХНМТА и 43ХЗСНМФА, рис. 141).

Таким образом, изменение параметров термического цикла околошовной зоны (W_n , $t'+t''$, W_o) при однопроходной сварке или наплавке оказывает весьма сложное влияние на сопротивляемость сталей задержанному разрушению. При переходе от жестких к мягким режимам сварки W_n и W_o снижаются, а $t'+t''$ возрастает.

В этих условиях повышению $\sigma_{p\ min}$ способствуют: 1) развитие процессов самоотпуска мартенсита, релаксации напряжений, упорядочения строения границ и зерен и т. д.; 2) снижение избыточной концентрации вакансий; 3) снижение количества мартенсита в структуре (в сталях с невысокой устойчивостью аустенита).

Снижение $\sigma_{p\ min}$ могут вызывать: 1) увеличение размера зерна; 2) увеличение концентрации углерода в мартенсите вследствие более полного растворения карбидов; 3) повышение концентрации примесей на границах зерен вследствие роста зерна и последующего медленного охлаждения; 4) протекание мартенситного превращения при относительно более низких температурах.

Наоборот, при переходе от мягких режимов к жестким ограничение явлений I группы должно приводить к снижению $\sigma_{p\ min}$, а ограничение явлений II группы — к повышению $\sigma_{p\ min}$.

В сталях 35ХГСА, 45ХНМТА и 43ХЗСНМФА $\sigma_{p\ min}$ повышается только при мягких режимах. Это указывает на весьма существенное отрицательное влияние явлений II группы уже при жестких и средних режимах сварки, что обусловлено в основном высоким содержанием углерода в этих сталях.

У стали 15Х12НМВФА, как и у многих других мартенситных сталей с малым содержанием углерода, низкая сопротивляемость задержанному разрушению имеет место при средних режимах, при которых еще не получают требуемого развития явления I группы. Повышение $\sigma_{p\ min}$ при жестких режимах обусловлено малой

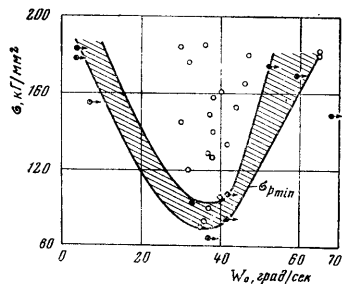


Рис. 139. Влияние скорости охлаждения W_o на сопротивляемость околошовной зоны стали 15Х12НМВФА задержанному разрушению:

Черные кружки — не разрушившиеся за ≥ 4 суток образцы; светлые кружки — разрушившиеся образцы

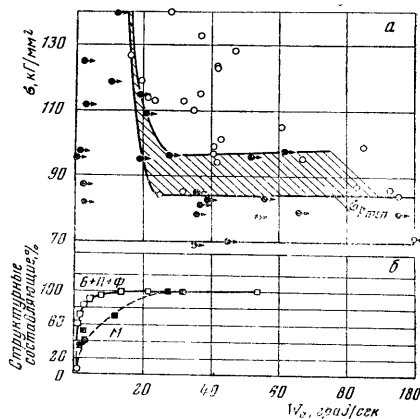


Рис. 140. Влияние скорости охлаждения на сопротивляемость околошовной зоны стали 35ХГСА задержанному разрушению (а) и на соотношение ее структурных составляющих (б):

Сплошная кривая на нижнем рисунке — для условия охлаждения без деформации; штриховая кривая — с деформацией аустенита на 5—12% в интервале 350—400°; обозначение точек то же, что на рис. 139.

склонностью этой стали к росту зерна, невысоким уровнем напряжений второго рода и относительно низкой концентрацией избыточных вакансий благодаря малому количеству углерода и высокому содержанию хрома и энергичных карбидообразующих элементов.

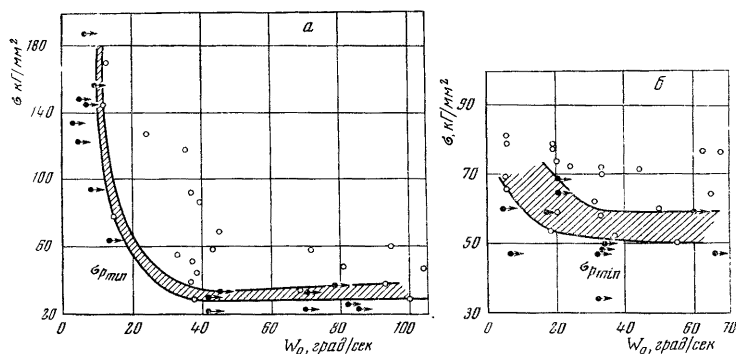


Рис. 141. Влияние скорости охлаждения на сопротивляемость околошовной зоны сталей 45XНМТA (а) и 43X3СНМФА (б) задержанному разрушению с высокой устойчивостью аустенита:

Обозначения точек те же, что на рис. 139.

Итак, анализ этих процессов позволяет объяснить отрицательное влияние углерода и положительное влияние ряда легирующих элементов, например хрома, молибдена, вольфрама и т. п., на сопротивляемость металла околошовной зоны с мартенситной структурой образованию холодных трещин. С ростом содержания углерода сопротивляемость образованию трещин снижается вследствие более интенсивного роста зерна, повышения тетрагональности мартенсита и микронапряжений, а также ограничения процессов самоотпуска и релаксации напряжений в связи с протеканием превращения при более низких температурах. Указанные выше тугоплавкие элементы, образующие карбиды и упрочняющие твердый раствор, наоборот, препятствуют росту зерна за счет неполноты растворения карбидов и сегрегатов и повышения энергии активации самодиффузии. Кроме того, они снижают интенсивность процессов, приводящих к зарождению и росту трещин, в связи с повышением энергии активации образования и движения вакансий.

§ 5. Влияние состава стали и ее структурного состояния в околошовной зоне на сопротивляемость образованию холодных трещин при сварке изделий различной жесткости. Скорость охлаждения как критерий выбора режимов и технологии сварки закаливаемых сталей

Холодные трещины являются настолько распространенным и опасным дефектом при сварке закаливаемых сталей, что в большинстве случаев условия их предупреждения целиком определяют выбор режимов и технологии сварки. Наиболее легко трещины возникают в околошовной зоне или шве при сравнительно высоком содержании мартенсита в структуре. Первые трещины обнаруживаются либо уже на завершающих ста-

дях мартенситного превращения, либо через некоторое время после полного охлаждения сварного соединения. Это накладывает определенные требования к выбору не только температуры предварительного или сопутствующего подогрева при сварке, но и длительности от момента окончания сварки до отпуска.

Как было показано выше, образование холодных трещин при сварке зависит от кинетики процессов фазовых превращений и изменения деформаций и напряжений. Развитие этих процессов определяется составом стали и металла шва, термическим циклом сварки, а также формой и размерами (жесткостью) сварного соединения.

Современные способы количественной оценки сопротивляемости стали образованию холодных трещин при сварке можно разделить на две группы:

1) технологические пробы, позволяющие регулировать термический цикл сварки и форму и размеры (жесткость) соединений, например проба СТС, крестовая проба и др.;

2) испытание на задержанное разрушение, основанное на нагружении в процессе охлаждения внешними растягивающими силами сварных соединений (методика ЛП) или образцов, в которых воспроизводится термический цикл околошовной зоны (методика ИМЕТ-4).

Методика этих испытаний подробно рассмотрена в § 6 и 7 гл. III. Критериями оценки сопротивляемости сталей образованию трещин в технологических пробах служат: скорость охлаждения, температура подогрева (или замораживания) и толщина свариваемых элементов. Сравнение данных этих проб позволяет также оценивать и влияние формы соединения. При испытаниях на задержанное разрушение, кроме этих критериев, можно определять еще и минимальное разрушающее напряжение $\sigma_{p\ min}$ и время t_p до разрушения, т. е. параметры, существенно расширяющие возможности оценки влияния конструктивных факторов и параметров технологии сварки и термообработки.

В связи с этим представляет большой интерес сопоставить данные этих двух видов испытаний для сталей различных систем легирования. Приведем некоторые результаты сравнительного исследования автором и В. В. Беловым сопротивляемости образованию холодных трещин по методикам ИМЕТ-4, пробы СТС и крестовой пробы сталей следующих пяти основных групп, существенно отличающихся по своей реакции на термический цикл сварки (по склонности к закалке) вследствие значительной разницы в устойчивости аустенита: 1) углеродистые и низколегированные стали с низкой и средней устойчивостью аустенита (ст. 45, 12ХН2, 20НГМ, 25НЗ, 35ГСНА, 23Г, 20ХГСА, 20ХГС, 30ХГСА, 35ХМ, 35ХМФА, 35ХВФА, 40Х, 35ХГСА); 2) то же, с высокой устойчивостью аустенита (45ХМА, 45ХНМТА, 40ХГСНМТА, 40ХГСА); 3) стали с 2—3% Cr, имеющие преимущественно бейнитную структуру (18Х2ВФ, 20Х2, 5МВФ); 4) то же, преимущественно с мартенситной структурой (30Х2ГСНВМ, 42Х2ГСНМ, 43ХЗСНМФА); 5) мартенситные и полудерритные стали с 12% Cr (15Х12НМВФА, 15Х12ВМФ, 25Х11МЗФ, 13Х12Н2МФ).

В табл. 30 и 31 приведены результаты испытаний сталей при сварке жестких проб. Стали расположены в порядке повышения сопротивляемости образованию холодных трещин. Скорости охлаждения, соответствующие появлению мартенсита и 100% мартенсита в структуре, ограничивающие область частичной закалки, устанавливали по методике ИМЕТ-1 (см. § 3, гл. III). Температуры начала $T_{ч.н}$, конца $T_{ч.к}$ и 50% мартенситного превращения $T_{ч.50\%}$ определяли по данным дилатометрического анализа с помощью быстродействующего дилатометра ИМЕТ-ДБ (см. § 2, гл. III).

При сварке обеих проб трещины возникали в околошовной зоне на расстоянии одного-двух крупных зерен от границы сплавления основного металла со швом (рис. 142, а). Они имели вид подколов и распола-

Таблица 30

Сопротивляемость сталей образованию холодных трещин в околошовной зоне при сварке (проба СТС)

Марка стали и содержание углерода (%)	Вариант и положение шва (см § 7 гл. III)	Толщина заготовки δ , мм	Половина зазора в класе	Скорость охлаждения (при 600-300°) соответствующая трещинообразованию	Температура, °С		Содержание марганца, %		Твердость HV max		
					начало	конец (условно)	максимальное	среднее			
40X (0,4%)	II КИ	16	3,2	0,5	12	36	90	1,0	96	70	542
35ХГСА (0,38%)	II КИ	16	3,2	0,8	12	13	50	150	98	90	548
20ХГС (0,24%)	II КВ	16	3,2	3,0	15	60	50	160	98	65	500
35ХМ (0,32%)*1	III КИ	25	3,2	0,8	17	50	60	180	80	65	500
Ст.45 (0,50%)	III КИ	25	3,2	3,5	17	65	15	340	95	50	542
23Г (0,23%)	III КВ	25	3,2	2,0	28	45	75	410	98	80	488
20Х2,5МВФ (0,20%)*1	III КВ	25	3,2	5,0	28	200	50	440	15	10	385
36ГСА (0,36%)	IV КИ	25	2,0	0,5	27	46	30	315	98	80	514
15Х12ВМФ (0,13%)*2	IV КВ	25	2,3	0,3	50	1,2	70	300	100	90	420
25НЗ (0,21%)	IV КВ	25	2,0	5,0	Нет (36)	60	—	390	95	85	421
20НГМ (0,25%)	III КВ	25	3,2	4,0	Нет (28)	36	—	375	98	85	421
12ХН2 (0,17%)	IV КВ	25	2,0	4,0	Нет (36)	50	—	420	90	80	413
18Х2ВФ (0,14%)	IV КВ	25	2,0	1,0	Нет (36)	55	—	465	30	25	401

* I — длина зоны с трещинами под валком, К — кадет шва.
 *1 Сталь 35ХМ и 20Х2,5МВФ (ЭИ-145) сваривали электродами ЛКЗ-70М.
 *2 Для стали 15Х12ВМФ скорости охлаждения приведены при 750-650°; трещины в ней отсутствуют при сварке с предварительным подогревом до 200°; сварку выполняли электродами КТИ-10.

Сопротивляемость сталей образованию холодных трещ

Марка стали и содержание углерода (%)	Толщина пластин, мм	Погонная энергия дуги q/v, ккал/см	Температура подогрева или охлаждения, °С	Скорость охлаждения, град/сек. при 600—500°, соответствующая			
				появлению мартенсита W ₁	отсутствию трещин *	наличию трещин * W _{кр}	критической скорости закалки W ₂
45ХМА (0,46%)	7	1,9	+200	0,1	—	7,0	25
	7	1,9	+250	0,1	5,4	—	25
45ХНМТА (0,48%)	7	1,9	+200	0,04	—	7,0	10
	7	1,9	+250	0,04	5,4	—	10
40ХГСА (0,42%)	7	1,9	+200	0,1	—	7,0	10
	7	1,9	+250	0,1	5,4	—	7,0
40ХГСНМТА (0,37%)	7	1,9	+200	0,06	—	7,0	20
	7	1,9	+250	0,06	5,4	—	20
40Х (0,4%)	16	8,0	+20	0,5	—	3,4—4,5	36
	16	6,8	+100	0,5	1,9—2,25	—	36
35ХГСА (0,38%)	16	8,0	+20	0,8	—	3,5—4,5	13
	16	6,8	+100	0,8	1,9—2,25	—	13
30ХГСА (0,30%)	5	3,2	+100	1,6	—	2,2—2,7	30
35ХВФА (0,38%)	16	5,8	+20	1,0	—	5,7—5	65
	16	5,8	+100	1,0	2—3	—	65
35ХМФА (0,36%)	16	4,35	+20	1,0	—	8—12	70
	16	5,8	+20	1,0	5, 7, 5	—	70
	6	2,0	+20	1,0	—	7,3—7,8	70
	6	3,2	+20	1,0	5—3,5	—	70
20ХГС (0,24%)	16	3,2	+20	3,0	—	17—18	60
	16	4,35	+20	3,0	8—12	—	60
20ХГСА (0,22%)	6	2,0	+20	4,0	—	7,3—7,8	65
	6	3,2	+20	4,0	3—3,5	—	65
23Г (0,23%)	6	2,0	+20	2,0	—	7,3—7,8	45
	6	3,2	+20	2,0	3—3,5	—	45
	16	3,2	+20	2,0	—	17—18	45
	16	4,35	+20	2,0	8—12	—	45
Ст.45 (0,5%)	6	2,0	+20	3,5	7,3—7,8	—	65
	16	3,2	+20	3,5	—	17—18	65
	25	3,2	+20	3,5	—	18—24	65
36ГСНА (0,36%)	6	2,0	—45	0,5	—	7,5—8,7	46
	6	2,0	+20	0,5	7,3—7,8	—	46
20НГМ (0,25%)	6	2,0	—45	4,0	—	7,5—8,7	36
	25	3,2	+20	4,0	18—24	—	36
12ХН2А (0,17%)	6	3,2	—45	4,0	—	7,5—8,7	50
	25	3,2	+20	4,0	18—24	—	50

* Скорости охлаждения приведены для околошовной зоны либо только 3-го валика, либо в пре

гались эквидистантно границе сплавления вдоль шва, т. е. преимущественно перпендикулярно направлению поперечных растягивающих напряжений. Наиболее часто они начинались от корня шва, в местах высокой концентрации напряжений. Образование трещин в виде «частокола», типичного для сварки электродами с повышенным содержанием водорода в обмязке, не наблюдалось, так как сварку вели предварительно прокаленными электродами с низководородистым покрытием основного типа. Содержание водорода в основном металле и шве было низкое (соответственно 0,03—0,1 и 1,0—2,2 мл/100г). В образцах крестовой пробы трещины были

Таблица 31

Щели в околошовной зоне при сварке (крестовая проба)

№ валика с трещинами в околошовной зоне	Длина трещин в направлении катета, мм	Температуры, характеризующие мартенситное превращение, °С			Содержание мартенсита, %		Твердость HV _{max}
		начало	50%	конец (условно)	максимальное	среднее	
4	4,0	305	245	70	95	70	530
—	—	305	245	70	90	60	515
3,4	0,4—3	280	235	100	90	60	535
—	—	280	235	100	90	60—70	535
3	0,5	305	250	110	95	70	560
—	—	305	250	110	90	60	550
4	0,5—0,8	305	250	100	95	65—70	560
—	—	305	250	100	—	—	—
—	3,7	330	275	150	90	70—80	508
3,4	—	—	—	—	20—50	15—20	327
3,4	3—14	340	285	150	95	65—80	560
—	—	—	—	—	15—40	10—30	450
3	0,5—3	355	—	200	60—65	40—65	405
2,4	0,5—10	370	—	165	85—90	70—75	535
—	—	—	—	—	80	60	470
3,4	0,5—9	360	—	155	90	80	525
—	—	—	—	—	80	70—60	450
3,4	3—7	—	—	—	70—80	60—70	495
—	—	—	—	—	25—40	20—35	345
1,3	2—8	395	345	160	85	55—65	493
—	—	—	—	—	50—55	35—40	437
3	3—6	390	—	180	40—45	30—35	345
—	—	390	—	—	10—15	10	314
3,4	3—7	410	355	200	80—90	65—75	429
—	—	—	—	—	25—30	20	304
1—3	1—8	410	355	200	90	55—65	450
—	—	—	—	—	75—55	50—65	390
—	—	—	—	—	30—60	20—35	380
3	1,5	340	—	180	75—90	45—60	488
1	6—9	340	—	180	80—95	50—70	520
3	6—7,5	315	—	150	95	65	525
—	—	—	—	—	50	35—40	429
3	0,8—9	375	—	200	75—85	45—60	409
—	—	375	—	200	80—85	65—70	417
3	1—3	420	—	240	80	55—65	380
—	—	420	—	240	80—85	75—80	390

делах для 2-го и 3-го валиков.

расположены преимущественно в околошовной зоне 3-го и 4-го валиков. На отдельных темплетах удавалось обнаружить микротрещины по границам зерен (рис. 142, б).

Данные табл. 30 и 31 показывают, что критическим скоростям охлаждения $W_{кр}$, при которых появляются холодные трещины, соответствуют структуры частичной закалки с относительно высоким содержанием мартенсита.

При сварке пробы CTS из углеродистых и низколегированных сталей первой группы холодные трещины образуются при среднем (по ширине

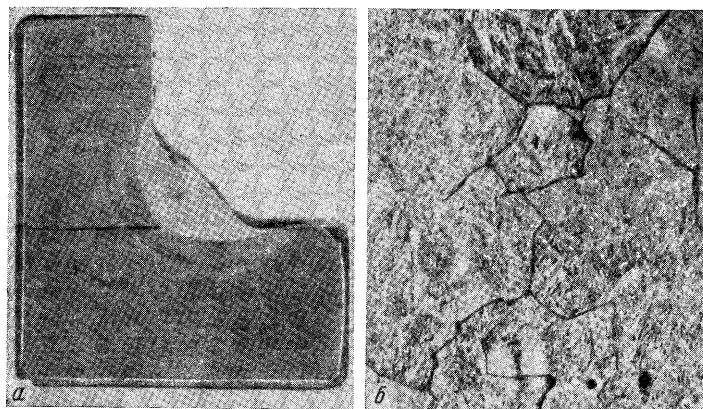


Рис. 142. Характер расположения холодных трещин в околошовной зоне образцов пробы CTS толщиной 25 мм (сталь 40X). Темплеты вырезаны поперек контрольного шва:

а — макрошлиф; б — микроструктура (x200)

зоны полной перекристаллизации) содержанию мартенсита более 60—80% или при максимальном (в околошовной зоне) содержании мартенсита более 80—90%. Трещины отсутствуют соответственно при среднем содержании мартенсита до 40—50% и максимальном его содержании до 70—80% в зависимости от состава сталей. При сварке более жесткой, крестовой пробы холодные трещины в этих сталях начинают возникать при значительно более низком содержании мартенсита: среднем — выше 30—60% и максимальном — выше 40—70%. Когда содержание мартенсита соответственно меньше 25—30 и 30—40%, трещины не образуются.

Сравнение результатов сварки этих проб в условиях непрерывного охлаждения околошовной зоны до комнатной температуры показывает, что жесткость крестовой пробы значительно выше жесткости пробы CTS. В околошовной зоне крестовой пробы холодные трещины отсутствуют при скорости охлаждения в два-три раза меньшей и при среднем содержании мартенсита в два раза меньшем, чем в образцах пробы CTS.

Следует отметить, что с увеличением толщины пластин пробы CTS вероятность образования трещин, как правило, возрастает. При сварке крестовой пробы изменение толщины пластин влечет за собой изменение расстояния между швами, что оказывает влияние на распределение и величину напряжений. Этим, по-видимому, можно объяснить тот факт, что при толщине 5—6 мм холодные трещины возникают при меньших скоростях охлаждения, чем при толщине 16 мм. Однако при больших толщинах вероятность образования трещин возрастает так же, как и при сварке пробы CTS.

Чем выше содержание в сталях углерода, не связанного в нерастворившихся карбидах и находящегося в твердом растворе (мартенсите), тем более они склонны к образованию холодных трещин при сварке. Например, в сталях 45ХМА, 40ХГСА, 40ХГСНМТА, 45ХНМТА, 35ХГСА и 40Х трещины возникают в менее жестких условиях (по скорости охлаждения и толщине свариваемых элементов), чем в сталях 35ХМ, 35ХВФА и 35ХМФА. Следует полагать, что это в частности связано с более высо-

ким уровнем микронапряжений вследствие повышения тетрагональности мартенсита и объемного эффекта превращения с ростом содержания углерода. Наиболее четко влияние углерода выявляется на сталях одинаковой системы легирования, например «хромансиль».

Однако только с этих позиций не удастся объяснить поведение других сталей, например ст. 45 и 36СГНА, у которых, несмотря на более высокое или равное содержание углерода и отсутствие сильных карбидообразующих элементов, сопротивляемость образованию холодных трещин выше, чем у всех предыдущих сталей. То же самое имеет место при сравнении сталей 23Г и 25НЗ со сталью 20ХГС. По-видимому, это связано с более высокой способностью сталей 36СГНА, 23Г и 25НЗ к релаксации напряжений и более полным развитием процесса самоотпуска мартенсита, так как мартенситное превращение в них протекает при более высоких температурах. Особенно это заметно по повышению температуры, соответствующей образованию 50% мартенсита, и температуры конца превращения. Как показывают исследования кинетики изменения механических свойств при непрерывном охлаждении у сталей 45 и 36СГНА и особенно у сталей с меньшим содержанием углерода, легированных никелем (25НЗ, 20НГМ, 12ХН2), предел текучести в температурном интервале мартенситного превращения ниже, а пластичность существенно выше, чем у всех других сталей.

Три последние стали обладают весьма высокой сопротивляемостью образованию холодных трещин. Проба СТС для них оказалась вообще недостаточной жесткой, а при сварке крестовой пробы холодные трещины возникали только при предварительном замораживании образцов до -45° .

Крестовую пробу толщиной 7 мм из сталей второй группы с содержанием 0,4—0,5% С, имеющих практически при любых режимах сварки чисто мартенситную структуру в околошовной зоне, вообще не удается сварить без сопутствующего подогрева до температуры ниже 250° (т. е. на 50° ниже $T_{м.н.}$) с выдержкой при этой температуре в течение 15 мин после сварки. При более низкой температуре подогрева и той же длительности выдержки всегда образуются трещины. Характерно, что критические скорости охлаждения у сталей этой группы при сварке с сопутствующим подогревом значительно выше, чем у близких по составу сталей первой группы (например, 40Х) при сварке с предварительным подогревом и непрерывным охлаждением до комнатной температуры. Это показывает, что при сварке с сопутствующим подогревом температура подогрева является решающим параметром режима. Поэтому сопротивляемость образованию холодных трещин сталей второй группы следует оценивать по температуре сопутствующего подогрева и времени выдержки при этой температуре после сварки. Скорость охлаждения может служить критерием оценки только при сварке на различных режимах в одинаковых условиях сопутствующего подогрева. К этому же типу сталей следует отнести стали четвертой группы.

Полученные нами данные показывают, что температуру сопутствующего подогрева резко закалывающихся сталей даже при высоком содержании углерода не обязательно назначать выше $T_{м.н.}$. Достаточно устанавливать ее по $T_{м.50\%}$, которая примерно на 50° ниже $T_{м.н.}$ (см. табл. 30 и 31).

Исследование кинетики изменения свойств околошовной зоны в зависимости от количества мартенсита в процессе охлаждения показало, что высокая пластичность металла сохраняется, когда содержание мартенсита в структуре не превышает 45—55%. С дальнейшим увеличением содержания мартенсита пластичность резко снижается, а прочность повышается (см. рис. 108). Благодаря сохранению высоких пластических свойств и низкого предела текучести при $T_{м.50\%}$ сталь оказывается способной к релаксации напряжений за счет деформации аустенита даже при

сварке весьма жестких соединений. Сопутствующий подогрев с выдержкой после сварки обеспечивает, кроме того, более полное развитие процесса отпуска той части мартенсита, которая образовалась при охлаждении до $T_{м.50\%}$ и в процессе изотермической выдержки при этой температуре (дополнительно ~ 5—6% мартенсита за первые 4—6 мин выдержки [239]).

При сварке крестовой пробы из сталей первой группы сопутствующий подогрев не обязателен, так как структурное состояние этих сталей в околошовной зоне удастся регулировать соответствующим изменением режимов сварки. При очень жестких режимах сварки необходим предварительный подогрев до 100° и выше. При сварке пробы CTS можно вообще обойтись без подогрева, однако также при условии правильного выбора скорости охлаждения (по предельно допустимому содержанию мартенсита).

Отрицательное влияние углерода на сопротивляемость образованию трещин наблюдается также и у сталей третьей группы. Например, в стали 20X2,5МВФ (ЭИ-415) трещины при сварке пробы CTS образуются, а в стали 18X2ВФ они не образуются даже при сварке крестовой пробы. Однако даже первая из этих сталей оказывается значительно менее склонной к трещинам, чем большинство низколегированных сталей с тем же содержанием углерода, но с меньшим количеством хрома и сильных карбидообразующих элементов. Это объясняется высоким содержанием бейнита в стали ЭИ-415. В работе [240] автором и В. Н. Матхановым было показано, что при сварке бочкового ротора газовой турбины с толщиной стенок 25—37,5 мм из этой стали искусственный или естественный подогрев места сварки соответственно до 100 — 200° полностью исключает опасность образования трещин.

Между результатами сварки жестких проб и испытаний на задержанное разрушение по методике ИМЕТ-4 наблюдается удовлетворительное соответствие (см. табл. 30—32). Порядок расположения сталей по снижению сопротивляемости задержанному разрушению в основном такой же. Чем выше сопротивляемость сталей образованию холодных трещин при сварке жестких проб (по предельным скоростям охлаждения), тем, как правило, выше величина минимального разрушающего напряжения $\sigma_{р\ min}$ и больше длительность до разрушения t_p при испытании в машине ИМЕТ-4. Несоответствие в порядке расположения в табл. 30 и 31, в сравнении с табл. 32 сталей 45 и 35ХГСА, по-видимому, обусловлено разном характером напряженного состояния околошовной зоны крестовой пробы и плоских образцов ИМЕТ-4, а сталей I группы — также и неодинаковыми условиями охлаждения.

Стали пятой группы с 12% Cr, имеющие мартенситную структуру с весьма малым количеством феррита, при низком содержании углерода (15X12НМВФА и 15X12ВМФ) или при среднем его содержании и повышенном легировании энергичными карбидообразующими элементами (25X11М3Ф) обладают высокой сопротивляемостью образованию холодных трещин при сварке. Сравнительно жесткие тонколистовые изделия из стали 15X12НМВФА удастся выдерживать после сварки (до отпуска) в течение 1—2 сут без опасности образования трещин. При испытании в машине ИМЕТ-4 разрушение этой стали наступает только через 26 час при $\sigma_{р\ min} = 90$ кг/мм², а образцов стали 25X11М3Ф — через 23 час при 123 кг/мм². Изделия из стали 15X12ВМФ средней и большой толщины с успехом можно сваривать с подогревом до температур ниже $T_{м.н}$. Например, для жестких соединений толщиной 25 мм, применяемых в энергомашиностроении, достаточна температура подогрева 200° (см. табл. 30) [241]. Сталь 13X12Н2МФ полуферритного класса (в околошовной зоне до 10% феррита) вообще не склонна к задержанному разрушению.

Т а б л и ц а 32

Сопротивляемость сталей задержанному разрушению в околочной зоне (методика ИМЕТ-4)

Марка стали класс углерода (%)	Длительность нагрева T_{max} , t_n , сек	Максимальная температура нагрева T_{max} °С	Скорость нагрева при T_{max} град/сек	Длительность пребы- вания выше 300° сек		Скорость охлажде- ния * при 300—500° град/сек	Степень деформации аустенита при нагрузе- нии по относителному сужению сф, %		Минимальное разрушающее напряжение $R_{m,2}$ кг/мм ²	Наивысшая длительность разрушения $t_{р}$ при ср тем, °С	Твердость НВ ДУ (средняя)	Средний размер зерна D , мм
				при нагреве t'	при охлажде- нии t''		сужению сф, %	укливание на бланк 10 мм, св, %				
45ХМА (0,46% _с)	36—38	1320—1330	55—60	21—22	2,1—2,5	36—39	7,6—16,2	2,0—9,5	21	3,4	645	0,18
45ХНМТА (0,48% _с)	36—40	1310—1325	52—60	21—23	2,0—2,4	38—42	8,2—17,4	4,0—7,7	28	2,3	600	0,16
40Х (0,40% _с)	22—30	1310—1320	68—73	11—16	2,0—2,5	32—40	13—22	6,0—11,5	46	6,6	748	0,18
42Х2ГСНМ (0,44% _с)	35—40	1310—1320	55—65	20—23	2,2—2,5	32—38	15—20	4,0—7,0	49	10	605	0,18
43Х3СНМФА (0,44% _с)	35—39	1310—1330	58—67	19—22	2,1—2,4	32—37	15—23	5,0—10	50	6,2	738	0,16
45 (0,5% _с)	20—25	1310—1320	70—72	12—14	1,7—1,9	45—50	10,0—16	2,4—5,5	58	1,7	577	0,23
40ХГСА (0,42% _с)	32—37	1320—1330	58—65	20—22	2,3—2,5	33—34	20—29	6,4—12	76	2,8	610	0,22
35ХГСА (0,38% _с)	32—37	1310—1330	58—65	20—22	2,5—2,5	32—38	16—25	7,0—11,5	84	12,5	570	0,20
40ХГСНМТА (0,37% _с)	32—39	1310—1330	55—66	20—21	2,1—2,4	35—39	16,2—25	5,8—14,8	103	1,8	580	0,12
15Х12НМВФА (ЭП—962А)	30—35	1300—1340	85—95	22—25	2,0—2,3	32—42	7,0—14,8	3,9—7,0	90	26	525	0,10
25Х11М3Ф (0,26% _с)	37—42	1300—1320	27—37	20—25	2,0—2,3	20—28	15—26	5,0—10	123	23	450	0,10
30Х2ГСНВМ (0,28% _с)	36—40	1310—1330	55—65	20—23	2,0—2,4	37—42	10—24	3,4—7,5	138	32	530	0,09
13Х12Н2МФ	30—35	1300—1330	85—95	22—25	2,1—2,3	21—28	10—45	5,6—8,4	Не разрушались 240 час.			0,08

* у всех сталей скорость охлаждения была выше критической скорости ваталки.

Интересно отметить, что для всех исследованных сталей с 12% Cr характерно резкое возрастание длительности t_p до разрушения в сравнении со сталями с 2—3% и особенно с 1% Cr. Из всех сталей с невысоким содержанием хрома такой особенностью обладает только сталь 30X2ГСНВМ, имеющая весьма благоприятное сочетание невысокого содержания углерода (0,29%) с повышенным количеством вольфрама и молибдена (в сумме до 1,5%). Данные табл. 32, а также опыт применения этой стали на ряде заводов показывают, что по своему поведению она близка к стали 15X12НМВФА.

Сравнение результатов испытаний сталей 1, 2, 4 и 5 групп, имеющих одинаковое структурное состояние (мартенсит), выявляет общую положительную тенденцию к росту критериев $\sigma_{p\ min}$ и t_p по мере снижения содержания углерода и одновременного повышения хрома и других более энергичных карбидообразующих элементов, особенно если при этом обеспечивается также и смещение температурного интервала мартенситного превращения в область более высоких температур. Как уже отмечалось выше, следует указать и на возможную связь этого явления с режимом уменьшения избыточной концентрации вакансий в закаленных сплавах железа, легированных значительными количествами хрома.

Приведенные данные показывают также, что сопротивляемость сталей образованию холодных трещин можно оценивать по критической скорости охлаждения только при сварке с непрерывным охлаждением до комнатной температуры. При сварке с сопутствующим подогревом или на морозе критерием оценки являются температура и время выдержки при сопутствующем подогреве или на морозе. При равных условиях подогрева или при одинаковой низкой окружающей температуре и различных режимах сварки критерием оценки может служить скорость охлаждения околошовной зоны. При этом, как было показано выше, необходим анализ влияния структурного состояния, системы легирования и отдельных легирующих элементов на сопротивляемость сталей образованию холодных трещин.

§ 6. Особенности задержанного разрушения сплавов титана и образования холодных трещин при сварке в сравнении со сталями

Склонность титана и его сплавов к задержанному разрушению и образованию холодных трещин при сварке была обнаружена на самом начальном этапе применения этих материалов в сварных конструкциях. Уже в первых работах, посвященных этому вопросу (Е. А. Гусева [242], автор [72, 124, 206, 226, 255], С. М. Гуревич [243, 244], А. С. Михайлов и Б. С. Крылов [245—247]) было показано, что сопротивляемость титана образованию холодных трещин при сварке снижается с увеличением содержания водорода, азота и кислорода. Наиболее вредное влияние оказывает водород, так как с ним дополнительно связано гидридное превращение, протекающее с изменением объема [206, 242].

Для исследования образования холодных трещин в сварных соединениях титана и его сплавов автором в 1958 г. была применена проба на длительное выдерживание под напряжением образцов размером $150 \times 20 \times 2$ мм с продольным швом, который выполняли путем проплавки основного металла дугой в аргоне вольфрамовым электродом [206]. Образцы непосредственно после сварки подвергались изгибу на различный угол (в пределах упругих деформаций) и выдерживались в таком состоянии в течение длительного времени при комнатной температуре до образования трещины поперек шва. Таким способом были испытаны техни-

ческий титан ИМП-1А и сплав ВТ5 (5% Al) с содержанием водорода соответственно 0,025 и 0,01%. Испытания показали, что в титане ИМП-1А трещины возникали при изгибе па 45° через 45 *сут*, а на 30° — через 70 *сут*. В сплаве ВТ5 трещины при этой схеме испытания не образовывались в течение 250 *сут*. В дальнейшем мы отказались от этого метода испытаний ввиду его малой чувствительности. Однако он получил развитие в работах А. С. Михайлова и Б. С. Крылова, которые разработали форсированные варианты испытаний на длительный изгиб путем ступенчатого увеличения угла изгиба по мере релаксации напряжений во времени [246, 247].

Е. А. Гусевой в 1958 г. на плоских образцах размером 120×130 мм и толщиной 3 мм из титана ВТ1 с местным поперечным надрезом шириной 2 мм в центре образца на длине 9 мм по каждую сторону от шва было установлено влияние содержания водорода, кислорода и азота на длительность выдержки после наплавки до образования поперечной трещины в шве [242]. Валик наплавляли под флюсом АН-Т1 проволокой из титана ВТ1. С увеличением содержания Н в три раза (с 0,0029 до 0,0096%) при незначительном изменении содержания О (с 0,21 до 0,27%) и N (с 0,032 до 0,039%) длительность выдержки до образования трещины в шве уменьшилась более, чем в шесть раз (с 365 до 57 *сут*). Однако существенное влияние оказывает также и содержание О и N. Например, с увеличением содержания О с 0,13 до 0,27% и N с 0,02 до 0,039% при изменении содержания Н с 0,0083 до 0,0096% длительность до образования трещины сократилась в 4,5 раза (с 256 до 57 *сут*).

В 1959—60 гг. автором и Г. В. Назаровым была использована одна из наиболее жестких сварочных проб — крестовая проба (см. § 7 гл. III). Испытания были проведены на сплавах: ОТ4 (0,0055% Н), АТЗ (0,01% Н) и АТ8 (0,005% Н). Содержание кислорода и азота находилось в пределах, допускаемых техническими условиями ($N \leq 0,04-0,05\%$, $O \leq 0,1-0,12\%$).

На сплаве ОТ4 крестовая проба была сварена из листов толщиной 5 мм размером 200—300 мм в чистом аргоне (0,01% N, 0,005% O) вольфрамовым электродом с присадкой из технического титана ВТ1 в виде проволоки диаметром 2 мм. Содержание водорода в проволоке ВТ1 составляло 0,007%. На этом сплаве ни в одном из сварных швов трещин обнаружено не было при вылеживании в течение более 36 месяцев. Однако при нарушении технологии сварки (плохая очистка поверхности от окалипы и неудовлетворительная защита аргоном) трещины появлялись даже в течение первой недели.

Образцы крестовой пробы из сплава АТЗ были сварены из листов толщиной 14 мм. Размер образца 300×300 мм. Сварку вели той же проволокой ВТ1 диаметром 2 мм под флюсом АН-Т1. После вылеживании в течение 4 месяцев в кратерах 1-го и 3-го швов появились продольные трещины. При последующем вылеживании новые трещины не возникали, а старые дальше не распространялись.

Крестовая проба из сплава АТ8 толщиной 10 мм была выполнена аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом с присадкой из сплава АТЗ. После вылеживании в течение 36 месяцев трещин в шве и околошовной зоне обнаружено не было.

Эти результаты показывают, что при содержании водорода до 0,0069% и стандартном содержании кислорода и азота и при соблюдении качественной технологии сварки в крестовых соединениях (толщиной до 14 мм) сплавов титана Ti — (3—6,5)% Al, легированных Mn, Fe, Cr и Si в сумме до 1,5% холодные трещины не возникают. При содержании 0,01% Н появление трещин становится вероятным. На основании результатов этой работы, а также исследования А. С. Михайлова и Б. С. Крылова [247] было принято, что содержание водорода в основном и присадоч-

ном металлах из сплавов этого типа необходимо ограничивать 0,005—0,008%.

При использовании этих рекомендаций следует иметь в виду, что истинное содержание водорода в шве и околошовной зоне титана и ряда его α -сплавов ниже, чем в основном металле и присадочной проволоке,

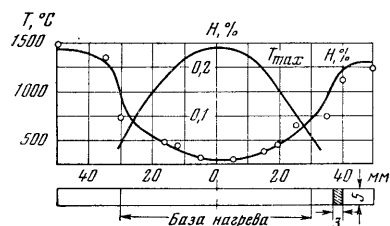


Рис. 143. Распределение водорода Н по длине образца сечением 3×5 мм из технического титана ИМП-1 после неравномерного нагрева током по данным локального спектрального анализа

высоких изостерических давлений (рис. 144) [72, 165, 167, 248]. Эти опыты в частности послужили основанием для предположения о том, что водород является основной причиной образования пор при сварке титана и его сплавов. При малом содержании водорода в основном и присадочном металлах источником водорода служит влага, адсорбированная на поверхности свариваемых кромок и проволоки [72]. В дальнейшем это было подтверждено в ряде работ других авторов.

Позднее В. В. Фролов [249] провел теоретический анализ этих явлений и показал, что после десорбции в процессе нагрева при сварке концентрация водорода в шве и околошовной зоне при последующем охлаждении должна оставаться низкой, так как направление термодиффузионных процессов в гидридообразующих металлах совпадает с направлением теплового потока, т. е. водород диффундирует из более нагретых в менее нагретые участки металла.

В период контакта между центральной зоной подвижного температурного поля, которая ограничена изотермой 880° (температура $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в титане) и в которой металл находится в состоянии β -фазы, и окружающими ее участками с α -фазой диффузия водорода в сторону шва за счет более высокой растворимости его в β -фазе весьма ограничена по времени и может оказывать ощутимое влияние только при нереально высоких средних содержаниях водорода в титане. По мере охлаждения ниже эвтектоидной температуры (320°) диффузия в направлении шва также может иметь место, но

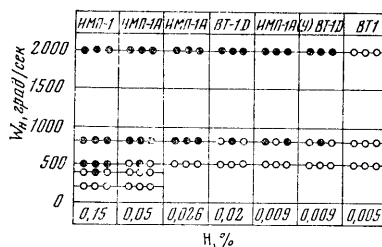


Рис. 144. Влияние содержания Н на скорость нагрева W_n током стержневых образцов сечением 3×5 мм из технического титана различных марок, при которой происходит образование вздутий и пор:

белые кружки — пор; нет; черные кружки — поры есть

ей препятствуют образованию гидридов и ряд других процессов (сегрегация водорода на дислокациях, плоскостях скольжения и границах, адсорбция водорода на поверхностях микротрещин и т. д.). Однако в сплавах титана, в которых вследствие высокой растворимости водорода гидридное превращение ограничено или отсутствует (α -сплавы с Al > 5—6% сплавы с α + β -структурой), при охлаждении и последующем вылеживании при комнатной температуре выравнивание концентрации водорода в сварном соединении возможно.

При исследовании задержанного разрушения и образования холодных трещин при сварке были замечены некоторые особенности поведения титана и его сплавов в сравнении с закаливающимися сталями. Главными из них являются [225, 250, 226]:

- 1) для задержанного разрушения титана и его сплавов, как правило, требуется более длительное время, чем для разрушения сталей (см. например, рис. 33 и 34); при сварке для образования холодных трещин, например, в соединениях жесткой крестовой пробы в случае сплавов титана с обычным содержанием газов также требуются сутки, недели или месяцы, а в случае закаливающих сталей — минуты, часы или сутки;
- 2) в закаленных сталях холодные трещины возникают только по границам зерен, а распространяются как по границам, так и по телу зерна, причем разрушение всегда выглядит макроскопически хрупким; в сплавах титана трещины возникают не только по границам, но чаще по плоскостям скольжения в теле зерна; в последнем случае разрушению предшествует заметная местная пластическая деформация;
- 3) напряжения, вызывающие задержанное разрушение сплавов титана, как правило, особенно при низком содержании газов, по своей величине значительно ближе к пределу текучести, чем у закаливающих сталей.

§ 7. Механизмы задержанного разрушения сплавов титана с низким и высоким пределами текучести. Влияние газов и легирующих элементов на сопротивляемость задержанному разрушению и образованию холодных трещин

Механизм задержанного разрушения сплавов титана был изучен автором и В. Н. Мещеряковым по методике ИМЕТ-4 (см. § 6 гл. III). Плоские образцы (см. рис. 32, б) толщиной 2—3 мм из основного металла или со сварными точками подвергали воздействию постоянной растягивающей нагрузки при комнатной температуре с измерением пластической деформации в процессе выдержки до разрушения. Для исследований процесса задержанного разрушения металла в околошовной зоне образцы проплавляли при помощи аргонодуговой горелки с вольфрамовым электродом с каждой стороны надреза так, чтобы околошовная зона располагалась в месте надреза. После этого образцы сразу устанавливали в стойки машины и нагружали до заданного напряжения. В процессе выдержки под нагрузкой пластическую деформацию оценивали по относительному сужению образца в шейке надреза, которое измеряли через определенные промежутки времени. Надрез был необходим не только для фиксации места разрушения, но и для создания двухосного напряженного состояния.

Результаты опытов на задержанное разрушение по методике ИМЕТ-4 показали, что в сплавах с низким (Ti — 3,7% Al; OT4-1) и средним (BT6C) пределами текучести при невысоком содержании газов (0,12—0,3% O, 0,03—0,4% N и 0,01% H) в процессе испытания на задержанное разрушение развивается значительная внутризеренная деформация (табл. 33). Относительное сужение ψ_p сечения в месте надреза к моменту

Характеристики сопротивляемости сплавов титана задержанному разрушению по методике ИМЕТ-4

Содержание газов, %		Состояние	Свойства при статическом растяжении *		Критерии сопротивляемости задержанному разрушению				
O	N		σ_b , МПа	ϕ , %	σ_r при σ_r min, кг/мм ²	σ_r при σ_r max, сутки	ϕ перед началом разрушения ϕ_r , % после разрушения ϕ_k , %		
Сплав ВТ6С (4,56% Al—3,36% V), толщина 3 мм									
0,12	0,04	0,006	Основной металл (после прокатки и отжига 600°)	122—129	24—26	97—98	12—20	17—19	32—34
0,12	0,04	0,006	Околошовная зона	127—130	18—20	112—113	5—35	12—14	23—25
Сплав Ti—Al—Zr, толщина 3 мм									
0,1	0,04	0,002	Основной металл (после прокатки и отжига 800°)	81—82	40—42	56—57	45—55	25—28	42—22
0,1	0,04	0,002	Околошовная зона	82—83	35—37	61—62	70	25—26	40—41
0,1	0,04	0,002	Основной металл	81—82	34—35	54—55	3—4	23—23	32—33
0,1	0,04	0,002	Околошовная зона	82—83	35—36	59—60	70	20—21	29—30
0,1	0,04	0,015	Основной металл	82—83	31—32	53—54	3—4	18—19	33—34
0,1	0,04	0,015	Околошовная зона	82—84	29—30	60—61	70	15—16	21—22
0,29	0,04	0,0025	Основной металл	100—102	38—39	74—75	70	20—21	34—35
0,29	0,04	0,0025	Околошовная зона	113—114	27—28	82—83	70	16—17	22—23
0,29	0,04	0,011	Основной металл	103—104	16—20	71—72	40—50	12—13	17—18
0,29	0,04	0,011	Околошовная зона	115—116	6—18	74—75	30—40	9—10	12—14
0,29	0,04	0,014	Основной металл	104—105	19—20	70—71	28—32	6—7	14—15
0,29	0,04	0,014	Околошовная зона	141—143	20—21	79—80	30—34	15—16	20—22
0,13—0,14	0,04	0,002	Основной металл	87—94	26—32	68—69	0,3—1,0	15—17	32—39
0,13—0,14	0,04	0,002	Околошовная зона	88—90	24—32	69—70	2,3—5,0	19—20	30—39
0,45	0,04	0,002	Основной металл	112—114	18—19	82—83	3—4	9—10	23—24
0,45	0,04	0,002	Околошовная зона	113—116	18—24	84—85	4—7	7—8	20—21

Таблица 33 (окончание)

Содержание газов, %			Состояние	Свойства при статическом растяжении *		Критерии сопротивляемости задержанному разрушению			
O	N	H		σ_b , кг/мм ²	σ_s , %	σ_0 при σ_0/σ_b кг/мм ²	t_p при σ_0 при σ_0/σ_b сут/мм	перед началом разрушения σ_0 , %	после разрушения σ_0 , %
0,12	0,03	0,007	Основной металл (после прокатки и отжига 500°)	83—84	39—43	80—81	10—15	14—16	23—25
0,12	0,03	0,007	Околошовная зона	92—96	29—33	87—88	5—15	11—14	16—20
0,13	0,048	0,005	Основной металл (после прокатки)	99—104	33—39	76—78	7—30	12—13	35—37
0,13	0,048	0,005	Околошовная зона	98—100	32—38	72—75	10—60	10—11	24—26
0,13	0,04	0,003	Основной металл (после прокатки и отжига 500°)	103—108	29—31	79—80	0,8—8	9—10	24—28
0,13	0,04	0,003	Околошовная зона	104—108	24—25	81—83	1—30	6—8	18—23
0,13	0,04	0,04	Околошовная зона	102—104	6—8	52—53	0,04—1	0—1	0—2
0,2	0,03	0,01	То же	146—151	7—9	124—126	32—38	0—2	0—3
0,2	0,1	0,01	»	160—165	2—4	103—104	0,8—7	0	0
0,3—0,4	0,03	0,01	»	143—146	0	55—56	0,8—30	0	0
0,2	0,03	0,05	»	142—148	1—2	91—93	0,1—7	0	0
0,14	0,045	0,011	Околошовная зона (перед сваркой закалка 860°—15 мин.)	123—128	9—11	119—120	0,5—1	0	0
0,14	0,045	0,014	Околошовная зона (перед сваркой закалка 860°—15 мин., после сварки закалка 860°—15 мин. и старение 500°—16 час.)	138—142	6—8	131—132	1—5	5—7	11—13

* Свойства при статическом растяжении для образцов (см. рис. 32, б), которые применялись в для испытаний на задержанное разрушение.

начала разрушения может составлять 25—70% величины сужения ψ при испытании этих же образцов на статическое растяжение. Минимальное разрушающее напряжение $\sigma_{p\ min}$ (по начальному сечению образца) изменяется от 75 до 95% предела текучести сплавов. Величины ψ_p и $\sigma_{p\ min}$ определяются не только составом сплавов, но и их структурным состоянием и размером зерен.

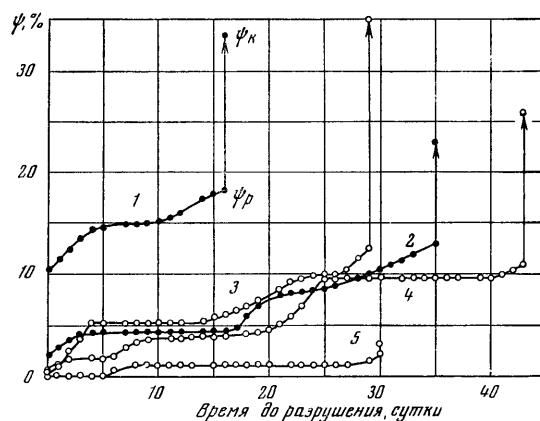


Рис. 145. Характер изменения относительного сужения ψ поперечного сечения образцов (см. рис. 32, б) в месте надреза в процессе испытания сплавов титана на задержанное разрушение при напряжениях, близких к минимальным разрушающим $\sigma_{p\ min}$:

- 1 — основной металл сплава ВТ6С (4,56% Al, 3,36% V, 0,012% O — 0,04% N, 0,008% H), $\sigma_{p\ min} = 98 \text{ кг/мм}^2$; 2 — околосовная зона того же сплава, $\sigma_{p\ min} = 143$; 3 — основной металл сплава ОТ4-1 (1,75% Al, 1,08% Mn, 0,43% O — 0,048% N, 0,005% H), $\sigma_{p\ min} = 78 \text{ кг/мм}^2$; 4 — околосовная зона того же сплава, $\sigma_{p\ min} = 72 \text{ кг/мм}^2$; 5 — околосовная зона сплава ВТ6 (6% Al, 4,0% V, 0,2% O — 0,03% N, 0,04% H), $\sigma_{p\ min} = 124 \text{ кг/мм}^2$

Если основной металл с α -структурой после прокатки подвергается отжигу, то $\sigma_{p\ min}$ у него ниже, а ψ_p выше, чем у металла околосовной зоны, имеющего α' -структуру (см. в табл. 33 сплавы Ti — 3,7% Al; ОТ4-1 толщиной 3 мм и ВТ6С), и, наоборот, если основной металл после прокатки отжигу не подвергается (сплав ОТ4-1, толщиной 2 мм), то $\sigma_{p\ min}$ у него может быть даже выше, чем у металла околосовной зоны. В этом случае основной металл имеет структуру α' -фазы с мелким текстурованным зерном, которая обеспечивает более высокую сопротивляемость задержанному разрушению.

Ступенчатый вид кривых изменения деформации во времени (рис. 145) свидетельствует о сильном барьерном эффекте границ зерен в титановых сплавах с α - и α' -структурой. Это свойственно всем металлам с плотноупакованной гексагональной решеткой при комнатной температуре, так как у них имеется только одна плоскость легкого скольжения.

Пока головные дислокации в плоскости скольжения не преодолеют на своем пути барьер в виде границ зерен (или двойников), пластическая деформация нарастает весьма незначительно или вообще отсутствует. В сравнении с основным металлом для металла околосовной зоны харак-

терно большее число таких остановок текучести и следующих за ними участков с быстрым нарастанием деформации, образующихся в результате лавинных срывов дислокаций при преодолении барьеров. Это явление указывает на большую степень локальности деформации в крупнозернистом рекристаллизованном металле и обусловлено рядом причин: меньшим числом зерен, у которых одновременно наблюдается благоприятная ориентация плоскости наилегчайшего скольжения относительно направления действующего усилия; более эффективным действием границ с большим углом в качестве барьеров и т. д. Этими же причинами, а также более грубым характером скольжения (в основном по уже готовым полосам скольжения, образовавшимся вследствие термических напряжений в процессе сварки) объясняются в частности и более низкие предельные значения φ_p у металла околошовной зоны. В противоположность этому у основного металла, имеющего мелкое зерно и сохраняющего несмотря на отжиг текстуру прокатки, деформация развивается одновременно в большем числе систем параллельных плоскостей скольжения.

Более высокие значения $\sigma_{p\ min}$ металла околошовной зоны, по-видимому, можно объяснить повышенным сопротивлением сдвигу металла с α' -структурой, ее большей химической однородностью в сравнении с отожженной структурой α -фазы, а также эффектом блокировки готовых полос скольжения по границам зерен примесными атомами (O, N) в процессе охлаждения при сварке. Последнее предположение подтверждается тем, что при испытании технического титана на ползучесть при 150—300° обнаруживается его упрочнение. Этот эффект связывают с явлением деформационного старения. Временная зависимость прочности и ползучести при напряжениях ниже предела текучести, наблюдаемая при комнатной температуре, при этих температурах исчезает [251].

Развитие химической неоднородности в α -фазе титана при отжиге, особенно по таким ограниченно растворимым элементам, как железо, впервые было обнаружено Л. С. Морозом [252]. Позднее автором, И. Я. Дзыковичем и В. Н. Мещеряковым с помощью локального рентгено-спектрального анализа было показано, что в отожженном сплаве с 3,7% Al и 0,3% Fe границы зерен, а также границы между пластинками α -фазы обогащены железом (до 1—2%) и обеднены алюминием (до 3,0—3,2%).

У сплавов с высоким пределом текучести макроскопическая деформация в околошовной зоне либо совсем не обнаруживается (BT14), либо оказывается весьма малой. При этом у сплава BT6 в начальный период испытания деформация целиком локализуется по границам зерен и только по истечении нескольких суток начинает развиваться внутри зерен. В противоположность сплавам предыдущей группы в околошовной зоне сплавов BT14 и BT6 преимущественными местами возникновения трещин служат границы зерен. Однако в основном металле, благодаря мелкозернистому его строению, разрушению практически всегда предшествует малая пластическая деформация, и трещины образуются как по границам, так и в теле зерен. Различия в характере деформации и возникновения трещин в сплавах титана этих двух групп показаны на рис. 146 и 147. Закалка и старение сплава BT14 после сварки делает металл околошовной зоны способным воспринимать заметную деформацию. Этому способствуют появление участков α -фазы, обедненных β -стабилизаторами, а также частичная релаксация напряжений.

Результаты испытаний на задержанное разрушение свидетельствуют о весьма существенном влиянии газов на механизм разрушения сплавов титана (рис. 148). Наиболее резкое отрицательное влияние на склонность к образованию холодных трещин при сварке α - и $\alpha+\beta$ -сплавов титана с ограниченным количеством β -фазы оказывают кислород, азот и особенно водород.

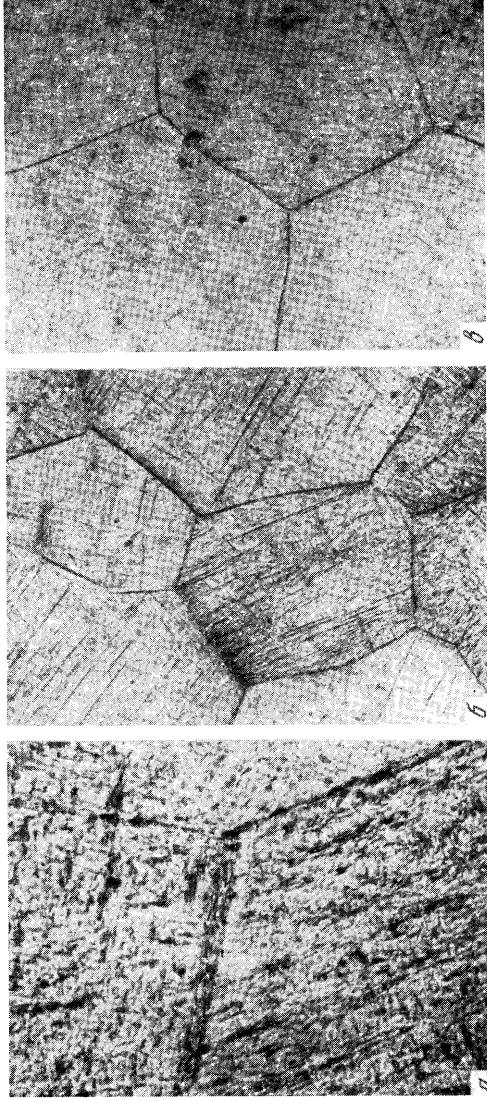


Рис. 146. Микроскопические трещины в околонуковой зоне сплавов с высоким пределом текучести при испытании на задержанное разрушение:

а — следы сдвигообразования у границы зерна, совпадающей по направлению с приложенным напряжением, в сплаве ВТ6 ($\times 900$); б — трещины по границам зерен, перпендикулярные к направлению приложенного напряжения, в сплаве ВТ4 ($\times 400$); в — то же по границам из вершины схода трех зерен ($\times 600$)

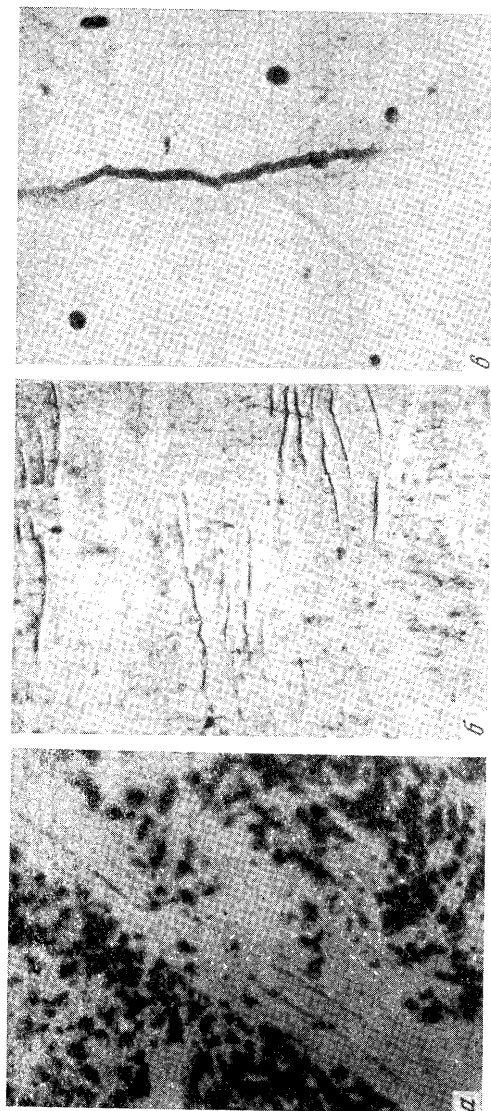


Рис. 147. Микроскопические трещины в околонуковой зоне сплавов со средним и низким пределами текучести при испытании на заданное разрушение:

а — трещины в полосе скольжения в сплаве ОТ4-1 при деформации $\varphi_{\text{ср}}/V_0$ ($\times 100$); б — то же ($\times 200$); в — то же ($\times 16500$)

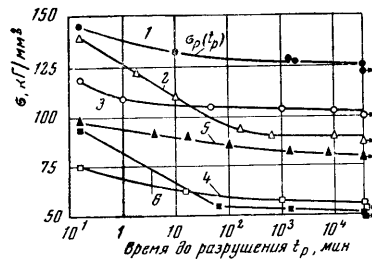


Рис. 148. Характер изменения разрушающего напряжения σ_p в зависимости от времени t_p до разрушения металла околошовной зоны сплавов ВТ6 и ОТ4-1 при различном содержании газов в основном металле:

1 — ВТ6 (0,2% О, 0,03% N, 0,01% H); 2 — то же, но с 0,05% H; 3 — ВТ6 (0,2% О, 0,1% N, 0,01% H); 4 — ВТ6 (0,3—0,4% О, 0,03% N, 0,01% H); 5 — ОТ4-1 (0,13% О, 0,04% N, 0,003% H); 6 — то же, но с 0,04% H

вследствие более дефектного строения оказываются способными к упруговязкому течению. Разрушение становится макроскопически хрупким.

По-иному влияет кислород на поведение высокопластичных сплавов, в частности α -сплавов с ограниченным содержанием Al. Так, например, при испытании на задержанное разрушение сплавов системы Ti—Al—Zr с увеличением содержания кислорода от 0,13—0,14 до 0,45% (при низкой концентрации водорода — 0,002%) снижение $\sigma_{p \min}$ и t_p не происходит. Наоборот, $\sigma_{p \min}$ возрастает с 68—69 до 82—84 кг/мм², а t_p — с 0,3—5,0 до 3—7,0 сут. При этом ψ_p снижается с 15—20% только до 10—7%, т. е. примерно в два раза (рис. 149, 150 и табл. 33). Это указывает на то, что с ростом содержания кислорода эффективность блокировки дислокаций в плоскостях скольжения хотя и возрастает, однако способность к внутризеренной деформации, а следовательно, и к релаксации напряжения у этих сплавов все-таки сохраняется на относительно высоком уровне. Таким образом, даже такого высокого количества кислорода, как 0,45%, оказывается

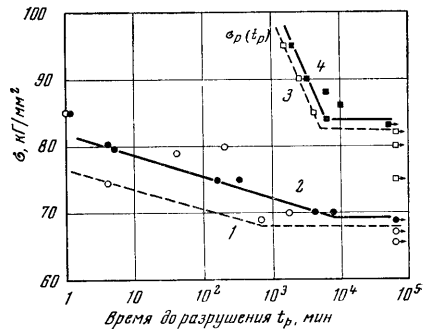


Рис. 149. Влияние кислорода на характер зависимости прочности σ_p сплава системы Ti—Al—Zr от времени испытания на задержанное разрушение:

1 — 0,13—0,14% О, основной металл; 2 — то же, околошовная зона; 3 — 0,45% О, основной металл; 4 — то же, околошовная зона

¹ При статическом растяжении этот эффект, а также блокировка дислокаций в процессе скольжения в новых полосах приводят к повышению предела текучести.

недостаточно для перехода к макроскопически хрупкому, межзеренному характеру разрушения.

Характерно, что скорость ползучести у сплава с 0,13—0,14% O на 2—3 порядка выше и значительно более резко изменяется в зависимости от приложенного напряжения, чем у сплава с 0,45% O (рис. 151). В процессе испытания высокопластичных сплавов в условиях воздействия постоянной нагрузки происходят настолько значительное уменьшение рабочего сечения образца и увеличение действующих напряжений, что точность сравнительной оценки их сопротивляемости задержанному разрушению по $\sigma_{p\ min}$ и ψ_p , определяемым по отношению к начальному сечению, снижается. Поэтому в дальнейшем сплавы этого типа целесообразно испытывать на машинах,

в которых в процессе ползучести можно поддерживать постоянным действующее напряжение. Особенную ценность такие испытания представляют для анализа влияния небольших изменений в содержании легирующих элементов и примесей в сплавах одинаковой системы.

С увеличением содержания водорода в сплавах ОТ4-1 с 0,003 до 0,04% (см. кривые 5 и 6 на рис. 148) и ВТ6 с 0,01 до 0,05% (см. кривые 1 и 2), при относительно невысоком суммарном содержании O и N (соответственно 0,17 и 0,23%) происходит еще более резкое падение $\sigma_{p\ min}$. При этом происходит также и весьма значительное уменьшение времени до разрушения t_p при $\sigma_{p\ min}$ (соответственно с 1 до 0,04 и с 32 до 0,1 сут). Если в сплаве ВТ6 это может быть отнесено в основном за счет адсорбционного эффекта водорода, то в сплаве ОТ4-1 также и за счет дополнительного влияния гидридного превращения. Характерно, что в сплаве ОТ4-1 вследствие ярко выраженного гидридного превращения снижение $\sigma_{p\ min}$ и t_p оказывается более резким несмотря на то, что металл околосшовной зоны сохраняет некоторую способность к внутризеренной деформации. Это обусловлено тем, что гидридное превращение является существенным дополнительным источником искажений не только по границам зерен, но и по плоскостям спайности (1010). Расположенные вдоль этой плоскости полосы скольжения после выпадения гидридов могут по степени дефектности своего строения конкурировать с границами ре-

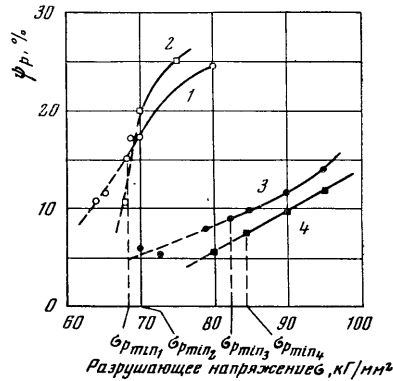


Рис. 150. Влияние кислорода на величину деформации ψ_p сплава системы Ti—Al—Zr перед разрушением

Обозначения кривых те же, что на рис. 149

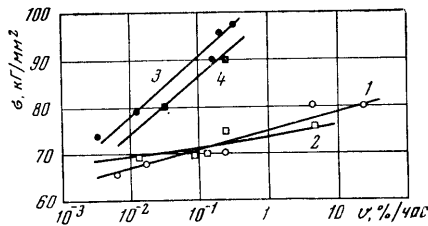


Рис. 151. Влияние кислорода на изменение средней скорости ползучести v сплава системы Ti—Al—Zr в зависимости от напряжения σ

Обозначения кривых те же, что на рис. 149

до 0,04 и с 32 до 0,1 сут). Если в сплаве ВТ6 это может быть отнесено в основном за счет адсорбционного эффекта водорода, то в сплаве ОТ4-1 также и за счет дополнительного влияния гидридного превращения. Характерно, что в сплаве ОТ4-1 вследствие ярко выраженного гидридного превращения снижение $\sigma_{p\ min}$ и t_p оказывается более резким несмотря на то, что металл околосшовной зоны сохраняет некоторую способность к внутризеренной деформации. Это обусловлено тем, что гидридное превращение является существенным дополнительным источником искажений не только по границам зерен, но и по плоскостям спайности (1010). Расположенные вдоль этой плоскости полосы скольжения после выпадения гидридов могут по степени дефектности своего строения конкурировать с границами ре-

кристаллизованных зерен. Не исключено также, что в присутствии гидридов возможными местами образования зародышей микротрещины являются и границы раздела гидридов с фрагментами α - и α' -фаз.

В связи с известным влиянием скорости охлаждения на кинетику гидридного превращения и дисперсность выделения гидридов в околошовной зоне (см. § 7 гл. 5) представляло интерес изучить этот эффект на сплаве ОТ4-1 с повышенным содержанием водорода (0,04%). Содержание кислорода и азота в сумме составляло 0,17%. Скорость охлаждения изменяли в пределах от 270 до 15 град/сек за счет предварительного подогрева образцов в камере с аргоном первого состава. Результаты этих опытов приведены в табл. 34.

Таблица 34

Влияние скорости охлаждения на характеристики задержанного разрушения металла околошовной зоны сплава ОТ4-1 с 0,04% Н

Скорость охлаждения W_0 , град/сек	$\sigma_{p \text{ min}}$, кг/мм ²	t_p , сутки	ψ_p , %	ψ_k , %	Средний диаметр зерна D , мм
270	52—53	0,04—1	0—1	0—2	0,27
80	46—47	0,03—0,8	0	0	0,34
15	40—42	0,03—0,5	0	0	0,48

С уменьшением скорости охлаждения в указанных пределах $\sigma_{p \text{ min}}$ резко падает (на 11—12 кг/мм²), а время t_p снижается только на 15 мин. Уже при охлаждении со скоростью 80 град/сек металл околошовной зоны теряет способность к пластической деформации (ψ_p и ψ_k равны нулю). Снижение сопротивляемости задержанному разрушению, по-видимому, обусловлено двумя причинами: грубыми выделениями гидридов и ростом зерна. Это подтверждает целесообразность сварки титановых сплавов, претерпевающих гидридное превращение, по возможности на более жестких режимах.

При менее высоком содержании водорода (до 0,015%) в более пластичных сплавах, например, системы Ti—Al—Zr его влияние на показатели задержанного разрушения оказывается менее резким. На рис. 152 приведены данные о влиянии водорода в пределах от 0,002 до 0,015% на временные зависимости прочности для сплава этого типа с обычным (0,1%) и повышенным (0,29%) содержанием кислорода. При содержании 0,1% О изменение содержания водорода в указанных пределах весьма мало снижает $\sigma_{p \text{ min}}$ основного металла (на 2—2,5 кг/мм²). При содержании 0,29% О снижение $\sigma_{p \text{ min}}$ более заметно (на 3,5—4 кг/мм²), но также невелико. В обоих случаях ψ_p хотя и снижается, но все-таки остается на достаточно высоком уровне. У металла околошовной зоны сопротивляемость задержанному разрушению для обеих плавок выше, чем у основного металла, что, по-видимому, связано с частичной десорбцией водорода при сварке. Однако при повышенном содержании кислорода влияние водорода на $\sigma_{p \text{ min}}$ околошовной зоны проявляется более существенно.

Из результатов этих опытов не следует делать вывод о целесообразности повышения установленных выше предельно допустимых содержаний водорода ($\leq 0,005$ —0,008%) в сплавах титана с пределом прочности $\sigma_s = 60 \div 70$ кг/мм², так как в реальных условиях сварки жестких конструкций в труднодоступных местах возможно более значительное насыщение сварных швов кислородом.

Аналогичные исследования на сплавах с высокой растворимостью водорода (ВТ6, АТ8) не выявили четкого влияния скорости охлаждения на задержанное разрушение, по-видимому, из-за отсутствия гидридов.

Если при объяснении водородной хрупкости исходить в частности из представлений об адсорбционном эффекте, то водород можно рассматривать как своеобразный индикатор времени зарождения микротрещин.

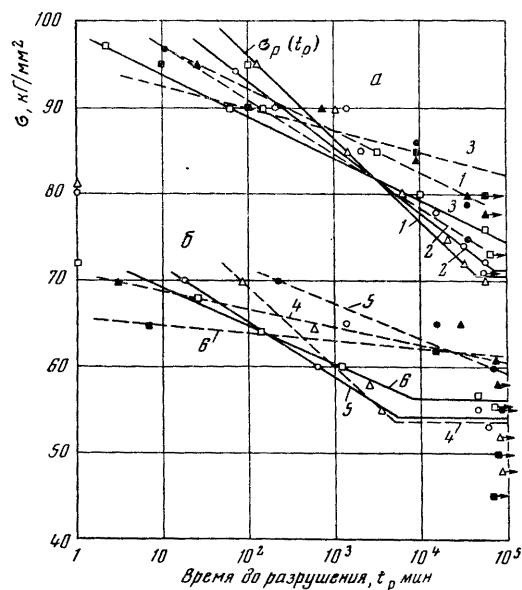


Рис. 152. Влияние водорода на характер зависимости прочности σ_p сплава системы Ti—Al—Zr с различным содержанием кислорода от времени t_p испытания на задержанное разрушение:

сплошные кривые — основной металл; штриховые кривые — околошовная зона; стрелки у точек — не разрушившиеся образцы; а — 0,23% O; 1 — 0,014% H; 2 — 0,011% H; 3 — 0,0025% H; б — 0,10% O; 4 — 0,015% H; 5 — 0,010% H; 6 — 0,002% H

Факт резкого снижения времени t_p до разрушения с увеличением содержания водорода указывает на то, что зародыши трещин возникают на относительно ранних этапах испытаний, т. е. при относительно малых степенях деформации. Водород, адсорбируясь на поверхности этих микротрещин, способствует их более раннему развитию и хрупкому характеру разрушения.

Правомерность этой точки зрения подтверждается тем, что даже в весьма пластичных металлах (алюминий, медь, железо и никель) в условиях статического растяжения при комнатной температуре зарождение субмикроскопических трещин происходит при пластической деформации 7—10%, т. е. задолго до окончательного разрушения образцов [253].

При объяснении механизма разрушения в сплавах титана с высоким пределом текучести автором [225, 226, 250] была применена схема Зенера (см. рис. 127, б), предусматривающая на определенном начальном этапе упруговязкое течение по границам зерен с последующим развитием упругопластической деформации в объемах, прилегающих

к вершинам границ зерен. Вследствие этого концентрация деформации по границам постепенно снижается и металл оказывается способным воспринимать более заметную внутризеренную деформацию. Повышение содержания Al и β -стабилизирующих упрочняющих элементов и примесей (O, N) свыше определенных пределов может приводить к локализации пластической деформации целиком по границам зерен. В этом случае механизм зарождения микротрещин сплавов титана с высоким пределом текучести может быть принят таким же, как и для закаленных сталей, включая и существенную роль вакансий [225]. Однако избыточные концентрации вакансий в сплавах титана должны быть ниже в связи с малым объемным эффектом и высокой температурой $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения. Это может являться одной из причин большей длительности задержанного разрушения титановых сплавов с высоким пределом текучести в сравнении с закаленной сталью. Основными источниками избыточных концентраций вакансий в титановых сплавах являются: закалка с высоких температур (околошовная зона) и значительная локальная деформация по границам зерен и плоскостям спайности ($10\bar{1}0$) при выделении гидридной фазы.

Несмотря на малое количество образующихся гидридов, локальный характер их выделения и большой объемный эффект, которым сопровождается $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение (в три раза более высокий, чем при мартенситном превращении в сталях), обуславливают также высокую концентрацию микронапряжений у границ зерен и плоскостей скольжения. Этому способствует также и то, что гидридное превращение развивается преимущественно при пониженных температурах.

В общем случае, когда сразу или вслед за упруговязким течением по границам зерен в сплавах титана развивается заметная пластическая деформация во внутризеренных объемах, при анализе механизма зарождения микротрещин, по-видимому, следует исходить из современных дислокационных моделей.

По одной из распространенных моделей Зипера—Стро [254] зарождение трещин (типа скола) происходит у прочных препятствий (например, границ зерен, двойников, гидридов) при заблокировании полос скольжения, состоящих из краевых дислокаций. Однако наиболее реальными и чаще других практически подтверждающимися моделями зарождения трещин в металлах с Г.П.У. решеткой являются модели Гилмена [255] и В. Н. Рожанского [256, 257]. Согласно этим моделям зарождение трещин происходит вследствие нелинейности скольжения в полосах скольжения в местах нагромождения дислокаций у препятствий, либо в результате искривления плоскостей скольжения при воздействии дислокаций в других действующих плоскостях скольжения. Сдвиг по изогнутым плоскостям должен вызвать нормальные напряжения, приводящие к отрыву скользящих плоскостей. Эти модели особенно важны для металлов, у которых, как у α -титана, плоскости скольжения и спайности совпадают (плоскость базиса $10\bar{1}0$). Характер зародышевых трещин в сплаве OT4-1 на микрофотографиях, полученных с помощью оптического (рис. 147, а и б) и электронного микроскопов (рис. 147, в) удовлетворительно соответствует моделям Гилмена и В. Н. Рожанского.

Модели Коттрелла, Орована, Фриделя [258, 259] и др., основанные на анализе явлений при пересечении дислокаций или при разрезании дислокационной сетки полосой скольжения, для рассматриваемого нами случая вряд ли пригодны, так как в гексагональных металлах пересекающиеся системы скольжения при низкой температуре отсутствуют. Весьма медленное развитие процесса деформации при испытании сплавов титана на задержанное разрушение вновь позволяет сделать предположение о возможной существенной роли избыточных вакансий в механизме зарождения трещин. В настоящее время такие гипотезы

выдвинуты и частично доказаны для ряда случаев статического и знакопеременного нагружения при комнатной температуре [260]. При этом в качестве основного источника вакансий считают само скольжение, в процессе которого вакансии образуются при взаимодействии краевых дислокаций. Однако пока это справедливо для металлов с Г. Ц. К. и О. Ц. К. решетками. Для металлов с Г. П. У. решеткой, у которых полосы скольжения состоят из частичных дислокаций, механизм образования вакансий пока еще не ясен.

Рассматриваемый выше механизм разрушения наиболее вероятен для сплавов титана с низким и средним пределами текучести. Однако для определенных пределов содержания газов и легирующих элементов допускается возможным одновременное участие обоих механизмов, т. е. разрушение как по границам зерен, так и в полосах скольжения. Например, это может иметь место в высокопрочных α - β -сплавах (BT6, BT14) при повышенном содержании кислорода и азота, когда разница в сопротивлении сдвигу по границам зерен и по плоскостям наиболее легчайшего скольжения мала, или в чистых по этим примесям сплавах, но при высоком содержании алюминия (AT8), когда гидридное превращение не имеет места, несмотря на относительно большое содержание водорода.

При сравнительной оценке сопротивляемости задержанному разрушению сплавов титана с низким и средним пределами текучести необходимо исходить из сопоставления величин всех трех критериев: $\sigma_{p\ min}$, t_p и ψ_p . Наибольшей сопротивляемостью будет обладать тот сплав, у которого все три критерия выше.

Особенно важно, чтобы сплав обладал достаточно высокой способностью к внутризеренной деформации (высоким ψ_p), так как это указывает на возможность релаксации собственных напряжений без опасности образования трещин. Однако слишком высокая склонность к «ползучести» при относительно невысоких напряжениях может оказаться вредной с точки зрения потери устойчивости и недопустимого изменения формы и размеров элементов сварных конструкций.

Условное деление сплавов титана на сплавы с высоким и низким пределами текучести в свете проведенного выше анализа возможных механизмов задержанного разрушения справедливо в той мере, в какой предел текучести определяется упрочнением твердого раствора примесными атомами за счет эффективной блокировки ими дислокаций.

Сплавы с высоким пределом текучести, разрушающиеся макроскопически хрупко, следует оценивать по совокупности значений двух критериев: $\sigma_{p\ min}$ и t_p .

По данным испытаний на задержанное разрушение в машине ИМЕТ-4 сплавы титана располагаются в следующий ряд: BT6С, сплавы системы Ti—Al—Zr с малым содержанием Al, а затем уже BT6 и BT14. Это указывает на преимущество системы легирования элементами, изоморфными β -фазе (V, Mo и т. д.) в сравнении с β -эвтектоидообразующими (Mn, Cr, Fe и т. д.). В последнем случае сплавы склонны к растрескиванию, по-видимому, из-за выделения интерметаллидов в полосах скольжения, что ограничивает их способность к релаксации напряжений за счет внутризеренной деформации.

**РЕГУЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ
И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ТИТАНА
ПРИ СВАРКЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ
И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ**

**§ 1. Общие критерии выбора режимов и технологии
сварки сталей**

Выбор способов, режимов и технологии сварки плавлением сталей повышенной и высокой прочности определяется типом конструкции, условиями её эксплуатации и характером термической обработки до и после сварки. Последний фактор является решающим при постановке требований к регулированию структуры и механических свойств соединений при сварке. Всё многообразие вариантов этих требований можно свести к трём основным случаям.

1. Сталь перед сваркой подвергается термической обработке на высокую прочность (нормализация или закалка с высоким отпуском). После сварки предусматривается отпуск для снятия напряжений и выравнивания механических свойств в различных участках соединений. К сварным соединениям предъявляется требование равнопрочности с основным металлом в сочетании с определённым уровнем ударной вязкости, пластичности и ряда специальных свойств, характеризующих работоспособность соединений в соответствующих эксплуатационных условиях (например, критическая температура хрупкости и сопротивляемость хрупкому распространению трещин в условиях ударных или статических нагрузок при низких температурах; пределы длительной прочности и ползучести, сопротивляемость локальному разрушению при повышенных температурах и сложном напряжённом состоянии и т. д.).

В этом случае при технологических расчётах следует исходить из необходимости соблюдения двух противоречивых условий: а) предупреждения образования холодных трещин в околошовной зоне и шве за время сварки изделий и последующего их хранения до отпуска; б) обеспечения наименьшего возможного разупрочнения основного металла в участке высокого отпуска. Для выполнения второго условия сварку нужно вести по возможности на жестких режимах, т. е. при минимальных длительностях $t_{от}$ пребывания основного металла вне зоны перекристаллизации выше температуры предварительного отпуска $T_{от}$ (см. рис. 10). Однако это практически удаётся обеспечить только при относительно высоких скоростях нагрева и охлаждения. Поэтому в качестве основного критерия расчёта параметров технологии и режимов наиболее производительных методов однопроходной и многослойной сварки длинными участками следует принимать предельно допустимую скорость охлаждения $W_{д}$, гарантирующую отсутствие трещин в околошовной зоне и шве. Обычно $W_{д}$ устанавливают по данным для околошовной зоны, так как металл шва благодаря применению менее легированного (в особенности по углероду) присадочного металла обладает более высокой

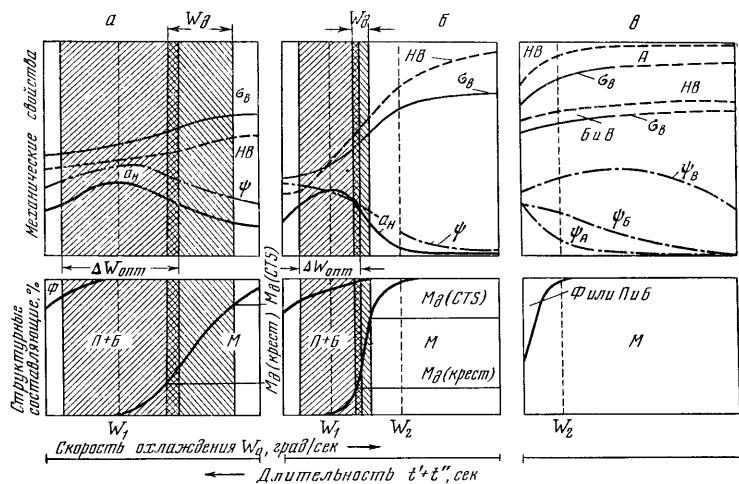


Рис. 153. Влияние длительности $t' + t''$ пребывания выше A_{c3} и последующей скорости охлаждения W_0 на механические свойства и структуру сталей в околошовной зоне (схема):

а — малоуглеродистые среднелегированные хромистые стали (0,1—15% С, 2—4% Cr) с повышенной устойчивостью аустенита, при сварке которых преобладает перлитное и особенно бейнитное превращение; *б* — низколегированные стали с малым (до 0,2%) и средним (до 0,45%) содержанием углерода, обладающие соответственно малой и средней устойчивостью аустенита; *в* — низко- и среднелегированные хромистые стали с повышенным содержанием углерода, обладающие высокой устойчивостью аустенита при сварке (подгруппа А) и высоколегированные хромистые стали (11—13% Cr) мартенситного класса без никеля с 0,1—0,25% С (подгруппа Б) и с никелем и 0,1—0,15% С (подгруппа В). Марки стали указаны в приложении III

сопротивляемость образованию холодных трещин. При этом вследствие литой структуры удастся обеспечивать равнопрочность шва основному металлу, однако при несколько пониженных показателях пластичности и вязкости.

W_x околошовной зоны и соответствующая ей длительность $t' + t''$ устанавливаются по данным сварки жестких проб, наилучшим образом воспроизводящих тип соединений и уровень напряжений в данной сварной конструкции. Выбор W_x для сталей с повышенным содержанием углерода следует производить в зависимости от реакции стали на термический цикл: 1) по допустимому содержанию мартенсита в околошовной зоне (перлитные стали со средней устойчивостью аустенита, у которых при сварке можно регулировать структурное состояние и свойства; см. группу *б* сталей на рис. 153); 2) исходя из обеспечения достаточно полного развития процессов самоотпуска мартенсита в процессе охлаждения при однопроходной сварке или процесса отпуска при многослойной сварке (стали с высокой устойчивостью аустенита, практически не изменяющие своё структурное состояние и свойства в околошовной зоне при простом термическом цикле; см. на рис. 153 группу *а* сталей преимущественно с бейнитной структурой и группу *в* с мартенситной структурой). Как было показано в § 4 гл. VI, при сварке сталей с пониженным содержанием углерода W_x целесообразно выбирать весьма высокий, так как образование трещин в них удастся предупреждать и за счёт резкого ограничения

роста зерна. При этом одновременно резко снижается степень разупрочнения основного металла в зоне отпуска.

При сварке сталей со средней устойчивостью аустенита выбранный по $W_{\text{д}}$ режим часто требуется корректировать с целью получения заданных механических свойств. В этом случае дополнительным критерием служит интервал скоростей охлаждения $\Delta W_{\text{отп}}$, в котором обеспечиваются оптимальные механические свойства в околошовной зоне и в других участках соединения до и особенно после отпуска [240, 241]. Интервал $\Delta W_{\text{отп}}$ устанавливается по методике ИМЕТ-1, валковой пробе или непосредственно на сварных соединениях [117, 118, 166, 261].

Если выбранную скорость $W_{\text{д}}$ не удаётся обеспечить без подогрева или без перехода на сварку средними участками¹, то для уточнения параметров режимов и технологии сварки необходимы специальные исследования влияния длительности $t_{\text{от}}$ на разупрочнение основного металла в процессе сварки, например, с помощью методики ИМЕТ-1 или на сварных соединениях [240, 262].

К числу рассматриваемых здесь сталей, к сварным соединениям которых предъявляются требования равнопрочности после отпуска, относятся: а) теплоустойчивые низколегированные (12МХ, 35ХМ, 35ХМФ, 35ХВФ) и среднелегированные стали типа ЭИ-415 (20Х2,5МВФ, 20Х2МФ); б) жаропрочные стали с 11—13% Cr; в) высокопрочные низколегированные (30ХГСА, 25ХГФА) и среднелегированные стали типа ЭИ-659 (22Х2,5НВФ), ЭИ-712 (13-17Х3НВФ) и т. д. (см. приложение 1).

2. Сталь перед сваркой подвергается термической обработке (нормализация, закалка с отпуском). После сварки отпуск исключен из-за крупных габаритов конструкций. По характеру эксплуатационной нагрузки (например, многократный удар при нормальных или отрицательных температурах) решающим является требование высокой сопротивляемости сварных конструкций хрупкому разрушению. Жестких требований к равнопрочности сварных соединений основному металлу в условиях статического нагружения не предъявляется.

В этом случае регулирование структуры и механических свойств сварных соединений должно осуществляться целиком в процессе сварки. При расчётах технологии и режимов сварки следует исходить не только из условия предупреждения образования холодных трещин без отпуска но и из необходимости обеспечения оптимального соотношения механических свойств металла в околошовной зоне (для предупреждения снижения ударной вязкости и пластичности вследствие закалки, роста зерна и перегрева), в зоне отпуска (для предупреждения отпускной хрупкости) и шве непосредственно после сварки.

Для выполнения этих условий в качестве основного критерия расчёта параметров технологии и режимов однопроходной и многослойной сварки длинными участками следует принимать скорость охлаждения $W_{\text{о}}$ околошовной зоны, выбираемую в зависимости от толщины металла и конструкции соединения внутри интервала скоростей $\Delta W_{\text{отп}}$ (и соответствующих им длительностей $t' + t''$), в котором обеспечивается оптимальное сочетание механических свойств зоны термического влияния и шва. Для предупреждения опасности образования холодных трещин $W_{\text{о}}$ должна назначаться с учётом $W_{\text{д}}$, которая в зависимости от типа стали и жесткости сварного соединения может в большей или меньшей мере ограничивать диапазон приемлемых скоростей охлаждения внутри интервала $\Delta W_{\text{отп}}$ (см. группы а и б сталей на рис. 153). Значения $\Delta W_{\text{отп}}$ и $W_{\text{д}}$ устанавливаются методами, указанными выше (п. 1).

¹ Многослойная сварка короткими участками применяется редко из-за низкой производительности. Критерии выбора режимов и технологии этого метода сварки подробно рассмотрены в работе [240].

К числу рассматриваемых здесь сталей, к которым были предъявлены эти требования, относятся низколегированные стали 12ХН2, 25Н3, 36СГНА, 18Х2ВФ, 20НГМ, 23Г, 20ХГС, 35ХГСА, 40Х, а также ст. 45.

3. Стали перед сваркой подвергаются отжигу, а после сварки — полной термической обработке (закалка и низкий отпуск) на сверхвысокую прочность (до 150—200 кг/мм²). Требования к сварным соединениям такие же, как и в п. 1. К этой группе сталей из числа исследованных нами относятся стали с высокой устойчивостью аустенита — низколегированные с повышенным содержанием углерода (35ХГСА, 40ХГСА, 40ХГСНМГА, 45ХМА, 45ХНМТА), с 2—3% Cr (30Х2ГСНВМ, 42Х2ГСНМ, 43ХЗСНМФА) и 12% Cr (15Х12НМВФА). Эти стали применяются для изделий малой толщины, которые свариваются преимущественно в 1—3 прохода. Выбор параметров режима сварки этих сталей следует производить по скорости охлаждения околошовной зоны W_{λ} , гарантирующей отсутствие холодных трещин при сварке и в течение выживания изделий до отпуска или полной термообработки.

Рекомендуемые значения общих критериев W_{λ} и $\Delta W_{\text{отт}}$ сталей сведены в приложении III. W_{λ} выбраны по результатам оценки сопротивляемости образованию холодных трещин (см. § 5 гл. VI), а $\Delta W_{\text{отт}}$ — по данным систематических исследований влияния скорости охлаждения на структуру и свойства околошовной зоны.

§ 2. Характеристики свариваемости теплоустойчивых и высокопрочных сталей с 0,5—3,5% хрома

Стали 12МХ, 35ХМ и 20Х2,5МВФ (ЭИ-415) применяются в энергомашиностроении: первая — для паропроводов, а остальные для роторов и крепежных деталей паровых и газовых турбин. После улучшающей термообработки они имеют высокие механические и специальные свойства (табл. 35).

Таблица 35

Зависимость длительной прочности и ползучести сталей 12МХ, 35ХМ и ЭИ-415 от температуры

Марка стали	Температура, °С						
	450	500	550	600	450	500	550
	Предел длительной прочности (за 100 000 час), кг/мм ²				Предел ползучести (¹⁰ за 100 000 час), кг/мм ²		
12МХ	—	14,7	5,8	—	—	13,0	7,3
35ХМ	23,0	13,5	7,7	—	11,0	7,0	4,0
ЭИ-415	40,0	21,0	11,0	7,0	18,0	12,0	9,0

Характер изменения механических свойств этих сталей в околошовной зоне в зависимости от скорости охлаждения W_0 по данным автора, В. В. Белова и В. Н. Матханова [240, 261] показан на рис. 154 и в приложении III.

Из-за низкого содержания С и Cr сталь 12МХ обладает малой устойчивостью аустенита в широком диапазоне изменения W_0 . В исходном состоянии (после нормализации и высокого отпуска) сталь имеет феррито-перлитную структуру с твердостью 131 НВ. При $W_0=1,2$ град/сек твердость и прочность стали в околошовной зоне по сравнению с исходным состоянием повышается незначительно (на 10—15%), а пластичность снижается до 30%. Дальнейшее повышение твердости и прочности стали с увеличением W_0 от 1,2 до 5,5 град/сек сопровождается повышением

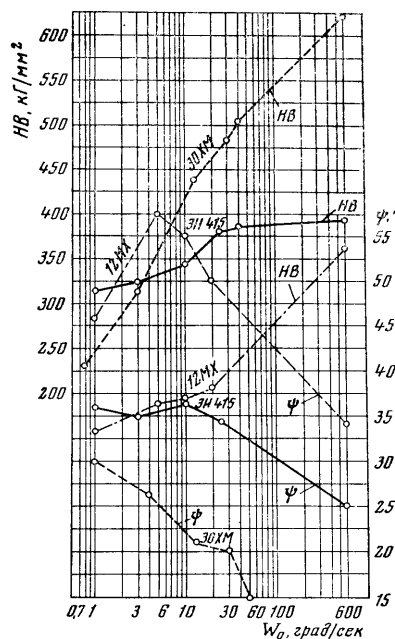


Рис. 154. Изменение твердости HB и пластичности ψ сталей 12МХ, 30ХМ и стали ЭИ-415 в околошовной зоне в зависимости от скорости охлаждения W_0 (методика ИМЕТ-1)

В исходном состоянии (после закалки и высокого отпуска) она имеет структуру сорбита с твердостью 220 HB и обладает более высокими механическими свойствами, чем сталь 12МХ. При малых W_0 (0,9 град/сек) прочность и твердость стали по сравнению с исходным состоянием повышаются на 5%, показатели пластичности — на 20–25%. С увеличением W_0 с 0,9 до 12 град/сек происходит значительное повышение твердости и прочности стали при соответствующем понижении показателей пластичности. При этом структура стали изменяется от сорбита с твердостью 220 HB до троосто-мартенсита с твердостью 430 HB . Чисто мартенситная структура образуется уже при $W_0 = 50$ град/сек. Она характеризуется крупноугольчатым строением и весьма низкой пластичностью. Благоприятное сочетание механических свойств в околошовной зоне сталь имеет в интервале скоростей охлаждения $W_0 = 1–8$ град/сек. Допустимая скорость охлаждения по данным пробы СТС составляет $W_x \leq 15$ град/сек. Поэтому при многослойной сварке изделий из этой стали толщиной > 35 мм рекомендуется подогрев до 300–350°.

Близкими к стали 35ХМ являются стали 35ХВФА и 35ХМФА, применяемые для корпусов крупных редукторов. Вследствие несколько более высокого содержания углерода склонность к закалке у них выше, а пластические свойства ниже, особенно у стали 35ХМФА. По данным крестовой пробы W_x для стали 35ХВФА составляет 4,5 град/сек, а для

показателей пластичности (на 25%). Пониженная пластичность при малых W_0 обусловлена ростом зерна и образованием грубой феррито-перлитной структуры, когда длительность пребывания металла выше A_c , $t' + t''$ превышает 120 сек. С увеличением W_0 в пределах 5,5–600 град/сек происходят постепенное повышение твердости и прочности стали и понижение показателей пластичности. При этом структура стали изменяется от сорбита до троосто-мартенсита с содержанием мартенсита не более 20–25%. Однако высокие механические свойства металла околошовной зоны могут быть получены практически в весьма широком диапазоне изменения W_0 ($\Delta W_{огр}$ не ограничен). Подогрев при сварке этой стали с целью предупреждения образования холодных трещин, как правило, не требуется. Только при сварке жестких соединений толщиной более 30 мм целесообразен подогрев до 100–120°.

Сталь 35ХМ характеризуется средней устойчивостью аустенита и резкой склонностью к закалке и образованию холодных трещин в околошовной

стали 35ХМФА — 7 град/сек. Для стали 35ХВФА $\Delta W_{\text{от}}=1-5$ град/сек, у стали 35ХМФА он отсутствует (см. приложение III).

Сталь ЭИ-415 (20Х2,5МВФ) имеет невысокое содержание С при повышенном количестве Cr и сильных карбидообразующих элементов (Mo, W, V) и поэтому характеризуется весьма развитым бейнитным превращением и значительно менее резким изменением структуры и механических свойств в околошовной зоне в сравнении со сталью 35ХМ. В исходном состоянии (после закалки и высокого отпуска) сталь ЭИ-415 имеет структуру сорбита с твёрдостью 230 НВ и весьма высокими показателями длительной прочности. При малых скоростях охлаждения ($W_0=1,2$ град/сек) твёрдость и прочность околошовной зоны в сравнении с основным металлом возрастают на 30—40% за счёт повышения дисперсности сорбита, а пластичность снижается на 20—30%. С увеличением W_0 в структуре появляется троостит (8 град/сек), а затем бейнит с небольшим количеством мартенсита (до 10% при $W_0=25$ град/сек). В этом интервале изменения W_0 прочностные свойства возрастают, а показатели пластичности почти не изменяются. С дальнейшим увеличением W_0 , наоборот, прочность повышается мало, а пластичность падает более резко, что обусловлено увеличением мартенсита в структуре. Ориентировочно чисто мартенситная структура образуется при $W_0 \approx 200$ град/сек. Оптимальное соотношение механических свойств в околошовной зоне при сварке этой стали обеспечивается при $\Delta W_{\text{от}}=1-25$ град/сек. Допустимая скорость охлаждения W_x по данным пробы СТС составляет 25 град/сек. При сварке изделий толщиной 35 мм рекомендуется подогрев до 150—200°.

Близкими к стали ЭИ-415 по характеру реакции на термический цикл сварки в околошовной зоне являются теплоустойчивая сталь 20Х2МФ и высокопрочные стали 17Х2,5ВФБ, 20Х2,5ВФ, ЭИ-659 (22Х2,5НВФ) и ЭИ-712 (13Х2,5НВФ, 15Х2,5НВФБ и 17Х3,5НВФ). Значения $\Delta W_{\text{от}}$ и W_x для этих сталей изменяются в зависимости от соотношения между содержанием углерода и количеством хрома и сильных карбидообразующих элементов. По этим показателям стали 20Х2МФ, 20Х2,5ВФ и 22Х2,5НВФ хуже, а стали 13Х2,5НВФ, 15Х2,5НВФБ, 17Х2,5ВФБ и 17Х3,5НВФ лучше, чем сталь ЭИ-415 (см. приложение III).

При содержании 0,10—0,15% С эти стали, а также стали типа Х2НМВФ, Х3,5ГВФ(Б), Х3,5НВФ(Б) и Х3ГНВФ(Б) благодаря преобладанию перлитной или бейнитной структур имеют высокую сопротивляемость образованию холодных трещин, что позволяет при сварке изделий малой и средней толщины практически не ограничивать W_0 .

Анализ изменения структуры и механических свойств указанных выше высокопрочных сталей в околошовной зоне в зависимости от скорости охлаждения позволяет сделать некоторые выводы о рациональных пределах их легирования.

1. С повышенным содержанием хрома в пределах 2,5—4% склонность стали к закалке и прочностные свойства околошовной зоны возрастают относительно мало. Если уровень твёрдости и прочности сталей с 2,5% Cr принять за 100, то уровень этих свойств у сталей с 3% Cr будет составлять 105, у сталей с 3,5—4% Cr — 110—115. Увеличение содержания Cr в целом не сопровождается существенным снижением пластичности. Однако в сталях с 3—4% Cr при повышенных содержаниях Mn (>1%) и W (0,6—0,9%) наблюдается тенденция к снижению пластичности на 10—25% при малых W_0 (1 град/сек) и больших $t' + t''$ (70—80 сек), что может быть объяснено повышенной склонностью к росту зерна (из-за Mn) и миграцией Cr и W к границам рекристаллизованных зёрен. Последнее подтверждается появлением ферритной оторочки по границам (см. § 2 гл. III).

2. Легирование сталей 1% никеля приводит к некоторому повышению устойчивости аустенита и склонности к закалке в околошовной зоне преимущественно при малых и средних W_0 (5—35 град/сек). Особенно сильно это проявляется при повышенном содержании углерода (ЭИ-659). Стали с 1% Ni обладают несколько меньшей склонностью к росту зерна и понижению пластичности при ещё более низких W_0 .

3. В сталях без Ni содержание марганца до 1,4% не вызывает заметного повышения склонности к закалке. При содержании Mn > 1% увеличивается склонность металла околошовной зоны к росту зерна и падению пластичности при малых W_0 . В сталях с Ni при содержании Mn свыше 1% склонность к закалке при сварке повышается (стали типа ХЗГНВФ), поэтому желательно легировать эти стали не более 1% Mn.

4. С повышением содержания вольфрама при одинаковом содержании других компонентов (10ХЗ,5НВФБ и 11ХЗНВФ) прочностные свойства околошовной зоны при малых и средних W_0 (1—35 град/сек) возрастают. Это связано с переходом вольфрама в твёрдый раствор в процессе перекристаллизации.

5. Содержание ниобия в исследованных сталях не превышало 0,12—0,15%. Это количество Nb может связать в карбиды не более 0,01—0,2% C. Поэтому содержание ниобия заметно не привело к снижению склонности к закалке. Однако стали с ниобием, как правило, проявляли несколько меньшую склонность к росту зерна и снижению пластичности при малых W_0 .

При сварке сталей в улучшенном состоянии (после закалки и отпуска при температуре $T_{от}$) в участке зоны термического влияния, нагреваемом до T_{max} в пределах от $T_{от}$ до A_c , происходит процесс более высокого отпуска. Разупрочнение в этом участке связано с обеднением твёрдого раствора в первую очередь хромом при 700° вследствие выделения карбидов и их коагуляции. По данным В. Н. Земзина, при сварке роторной стали типа ЭИ-415 вследствие разупрочнения длительная прочность сварного соединения понижается на 15—20%. При направлении основных усилий поперек шва длительная прочность сварных соединений определяется прочностью наиболее слабых его зон [262]. Таким образом, при сварке теплоустойчивых сталей задача обеспечения требуемых свойств в зоне разупрочнения имеет первостепенное значение.

Для определения T_{max} термического цикла, которой соответствует наибольшее разупрочнение, автором и В. Н. Матхановым было проведено исследование сталей ЭИ415, ЭИ712 и 13Х2,5ВФ по методике ИМЕТ-1. Образцы рис. 21, б из сталей (в улучшенном состоянии) нагревали со скоростью 50—60 град/сек до различных максимальных температур и охлаждали примерно с одинаковой скоростью (20 град/сек). После этого проводили испытание механических свойств образцов. Исследование показало, что наибольшее разупрочнение у всех сталей происходит при $T_{max}=750^\circ$ (рис. 155). Чем ниже температура предварительного отпуска $T_{от}$, тем резче разупрочнение и шире температурный интервал, в котором оно наблюдается.

Исследование влияния длительности $t_{от}$ пребывания металла в интервале температур разупрочнения выше $T_{от}$ на степень разупрочнения стали при сварке также было проведено по методике ИМЕТ-1. Образцы рис. 21, б из стали ЭИ-415 нагревали в машине ИМЕТ-1 до $T_{max}=750—800^\circ$ и после различных выдержек при температурах выше $T_{от}=650^\circ$ охлаждали. Было показано, что длительность $t_{от}$ оказывает существенное влияние на степень разупрочнения. При $t_{от}=5—30$ сек заметного изменения прочности и твёрдости металла не наблюдается, хотя их уровень на 5—10% ниже уровня исходного состояния. Дальнейшее увеличение длительности $t_{от}$ приводит к заметному понижению твёрдости и прочности: при $t_{от}=1$ мин — на 13—15%, при $t_{от}=5$ мин — свыше 20%.

Аналитическая зависимость длительности $t_{от}$ пребывания металла выше заданной температуры $T_{от}$ при максимальной температуре $T_{max} = A_c$, от параметров режимов однослойной сварки была установлена Н. Н. Рыкалинным [70]. Анализ этой зависимости показывает, что для обеспечения наименьшего разупрочнения металла в зоне термического влияния желательно выбирать режимы, соответствующие наибольшим значениям скоростей охлаждения W_0 при сварке. Наши опыты и расчёты показали,

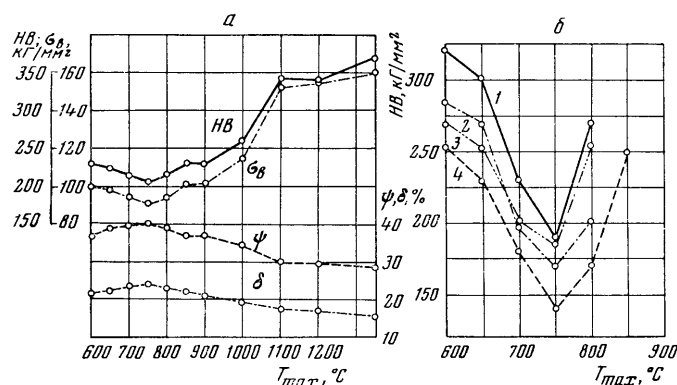


Рис. 155. Влияние максимальной температуры нагрева T_{max} на разупрочнение основного металла в зоне термического влияния при сварке сталей с 2—3% Cr

а — сталь ЭИ-416, температура отпуска перед нагревом 680°; б — сталь ЭИ-712 (1 — 15X2,5ПВФБ, 2 — 13X2, 5НВФ, 3 — 17X2, 5ВФБ) и 4 — 13X2,5ВФ; температура отпуска 550°

что при многослойной сварке общая длительность $t_{от}$ пребывания металла зоны термического влияния при температурах разупрочнения увеличивается не менее, чем в два раза, вследствие повторного воздействия на зону предыдущих слоёв термических циклов с максимальной температурой в пределах $T_{от} - A_c$, при наложении последующих слоёв. Отсюда следует, что расчёты режимов сварки исследованных сталей надо вести по максимально возможным значениям W_0 в интервале $\Delta W_{отт}$, но не выше W_x . При сварке сталей, применяемых после улучшения со сравнительно невысокой температурой отпуска (стали ЭИ712, 13—20X2, 5ВФ и др. с $T_{от} = 500 - 550^\circ$), практически не всегда удаётся выбрать режимы, обеспечивающие допустимую степень разупрочнения в зоне термического влияния.

При сварке среднелегированных хромистых сталей электродным металлом одинакового состава с основным металлом холодные трещины возникают преимущественно в металле шва. Это не исключено и при сварке менее легированными электродами, если доля участия основного металла в шве велика. При ручной многослойной сварке стыковых швов с V-образной разделкой кромок доля основного металла в шве наибольшая при укладке 1-го слоя (до 25—30%). При дальнейшем заполнении разделки доля основного металла в шве уменьшается, снижаясь до 10% и менее. С целью изучения поведения таких промежуточных составов при сварке автором и В. Н. Матхановым [240] было проведено исследование изменений структуры и механических свойств металла шва с раз-

личной долей основного металла по методике ИМЕТ-1. В качестве основного металла была применена сталь ЭИ-415 (20Х2,5МВФ) в качестве присадочного — электроды ЛКЗ-70М (09ХГМ). Образцы рис. 21, б вырезали поперек шва из сварных соединений; в среднем сечении они имели состав, соответствующий доле основного металла в шве 35 и 65%. Для сравнения исследовали основной металл, переплавленный вольфрамовым электродом в аргоне. При доле основного металла в шве 35% в интервале средних W_0 (8—25 град/сек) показатели пластичности металла шва находятся практически на одном уровне с чистым наплавленным и основным металлом. Увеличение в шве доли основного металла до 65% ведёт к заметному повышению склонности к закалке и ухудшению пластических свойств металла шва. Тип и характер изменения структуры у переплавленной и деформированной стали примерно одинаковы во всем исследованном диапазоне скоростей охлаждения. Однако переплавленный металл обладает более высокими прочностью и твёрдостью при значительно более низкой пластичности. Таким образом, при сварке стали ЭИ-415 электродами ЛКЗ-70М на режимах, выбранных по оптимальным свойствам околошовной зоны, доля основного металла в шве не должна превышать 35%.

Итак, при применении электродов, менее легированных, чем основной металл, необходимо либо устанавливать предельную долю основного металла в шве для каждой конкретной композиции электрод—основной металл, обеспечивающую одинаковый уровень показателей пластичности металла шва и околошовной зоны внутри интервала $\Delta W_{\text{отг}}$, либо выбирать $\Delta W_{\text{отг}}$ по свойствам металла шва данной композиции.

Как указывалось выше, при выборе допустимой скорости охлаждения W_d необходимо исходить из условия предупреждения образования холодных трещин не только в околошовной зоне, но и в шве. Поэтому определённый запас при выборе W_d необходим. Этот запас определяется степенью приближения величины W_d к значению критической скорости $W_{\text{кр}}$, при которой в процессе сварки изделий определённой жёсткости образуются трещины в шве или околошовной зоне.

На примере стали ЭИ-415 автором и В. Н. Матхановым [240] для проверки правильности значения W_d (≤ 25 град/сек), установленного по данным сварки пробы СТС ($W_{\text{кр}}=28$ град/сек; см. табл. 30), были проведены специальные опыты по сварке натурной модели ротора диаметром 205 мм и толщиной стенки 40 мм. Сварку вели без подогрева электродами ЛКЗ-70М диаметром 4 мм при погонной энергии дуги: для первого слоя — 3,9; для последующих слоёв — 4,7 ккал/см. При наложении первого слоя шва измеренная скорость охлаждения в околошовной зоне была больше W_d (34 град/сек). После сварки узел охлаждался на воздухе. Ни в шве, ни в околошовной зоне трещины обнаружены не были. Следовательно, установленная для стали ЭИ-415 $W_d \leq 25$ град/сек имеет достаточный запас. Однако вопрос о возможности увеличения скорости W_d для других изделий с целью снижения степени разупрочнения в зоне высокого отпуска зависит от жёсткости соединений и должен решаться в каждом конкретном случае на основе специальных исследований.

При выборе $\Delta W_{\text{отг}}$ по свойствам металла шва и околошовной зоны следует исходить из условия обеспечения требуемых механических свойств соединений после отпуска. В связи с этим были проверены механические свойства после высокого отпуска не только отдельных зон, но и сварного соединения в целом. Исследования, проведённые на образцах сварных соединений, вырезанных из опытных моделей сварных роторов, полностью подтвердили данные методики ИМЕТ-1 и показали, что температура отпуска 660—680° является оптимальной как для околошовной зоны и зоны разупрочнения, так и для шва.

§ 3. Характеристики свариваемости жаропрочных сталей с 12% хрома

Стали с 12% Cr применяются в современных паротурбинных установках для наиболее нагретых (до 565—580°) частей сварных изделий (рабочие лопатки, диафрагмы, роторы, паровые и сопловые коробки, паропроводы и т. д.).

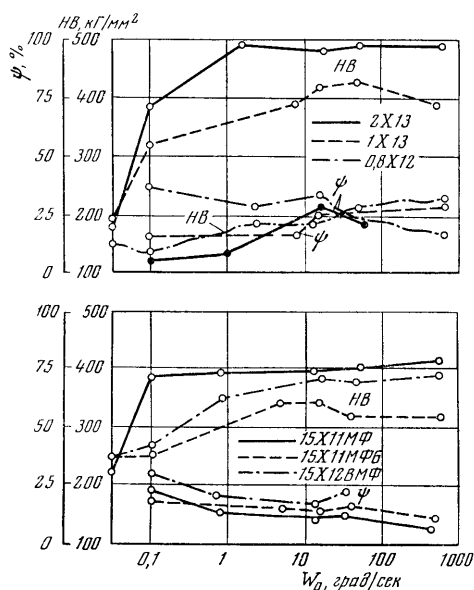


Рис. 156. Изменение твердости HV и пластичности ψ околошовной зоны хромистых сталей с 12% Cr в зависимости от скорости охлаждения W_0 в интервале 750—650° (методика ИМЕТ-1)

Указанные стали относятся к улучшаемым сталям мартенситного или полуферритного класса и применяются после термообработки, обеспечивающей структуру сорбита без выделений свободного феррита (стали 15X11MФ, 15X11ВФ, 2X13) или с ограниченным содержанием последнего (стали 15X12ВМФ, 15X11MФБ, 1X13). Они обладают крайне замедленной кинетикой диффузионных превращений, поэтому в обычных условиях сварки в околошовной зоне неизбежно образование закалённых прослоек.

В. Н. Землинным, автором и сотрудниками [241, 261, 263] были исследованы хромистые стали без дополнительного легирования (2X13, 1X13, 08X12) и упрочнённые стали (15X11MФ; 15X11ВФ; 15X11MФБ; 15X12ВМФ; 15X12ВМФ с Ti, N и B; 25X11M3Ф). Состав и свойства этих сталей указаны в приложении I.

Анализ изменения механических свойств хромистых сталей в околошовной зоне под воздействием термического цикла сварки (рис. 156) показывает, что в сталях без легирующих добавок наиболее значительное влияние на свойства оказывает углерод. При высоком содержании

его (сталь 2Х13) при всех скоростях охлаждения структура околошовной зоны мартенситная, причём с уменьшением скорости охлаждения ниже 10 град/сек наблюдается значительный рост зёрен, приводящий к резкому снижению пластичности. При охлаждении с большими скоростями ($W_0 > 40 \text{ град/сек}$) пластичность также снижается из-за закалочной хрупкости.

С уменьшением содержания углерода до 0,11% (сталь 1Х13) прочность и твёрдость околошовной зоны во всём диапазоне скоростей охлаждения меньше, а пластичность выше, чем у стали 2Х13. Сталь 1Х13 менее склонна к закалке и перегреву, однако при медленном охлаждении ($12-0,1 \text{ град/сек}$) также наблюдается снижение пластичности (относительное сужение снижается с 26 до 17%) и твёрдости (с 420 до 320 HV). При содержании углерода 0,04% (сталь 08Х12) околошовная зона практически не подвергается закалке при сварке, влияние термического цикла сказывается лишь на росте зерна. Как известно, в этом случае рост ферритного зерна приводит к значительному охрупчиванию околошовной зоны.

Введение в хромистую сталь упрочняющих легирующих добавок (W , Mo , V и Nb) делает её несколько менее чувствительной к изменениям параметров термического цикла сварки (при том же уровне углерода). Так же как и в сталях без легирующих добавок, в интервале $W_0 = 600-1 \text{ град/сек}$ наблюдается мартенситная структура. Добавки уменьшают склонность стали к росту зерна в околошовной зоне при замедленном охлаждении, а также несколько снижают склонность к подкалке. Так, для стали 15Х11МФ уменьшение W_0 с 10 до $0,1 \text{ град/сек}$ вызывает не снижение, а рост пластичности с 17 до 28%, а изменение W_0 с 600 до $15,5 \text{ град/сек}$ сопровождается переходом от мелкоигльчатого к крупноигльчатому мартенситу. В интервале $W_0 = 0,8-0,1 \text{ град/сек}$ структура представляет собой крупноигльчатый троостит.

Для стали 15Х12ВМФ при сохранении такого же, как у стали 15Х11МФ, общего характера изменения свойств уровень твёрдости во всём диапазоне скоростей охлаждения несколько ниже, что обусловлено меньшим содержанием в ней углерода (0,13%). В то же время прочность этих двух сталей примерно одинакова. В отличие от стали 15Х11МФ в структуре околошовной зоны стали 15Х12ВМФ имеются участки свободного феррита.

Сталь 15Х11МФБ в исходном состоянии имеет структуру сорбита с участками структурно свободного феррита (до 20%) и равномерно распределенными карбидами. Меньшее содержание углерода, а также дополнительное легирование ниобием обуславливают меньшую закаливаемость этой стали. Так, в интервале $W_0 = 38,5 \div 4,4 \text{ град/сек}$ она имеет троосто-сорбитную структуру с избыточным ферритом в виде отдельных крупных включений, а при дальнейшем уменьшении W_0 до $0,1 \text{ град/сек}$ прочность и твёрдость достигают исходного уровня, хотя пластичность остаётся заметно ниже исходной.

При выборе режима сварки указанных сталей следует учитывать, что свои оптимальные свойства они получают после закалки на мартенсит с последующим отпуском. Охлаждение после высокотемпературного нагрева с замедленными скоростями, приводящее к образованию структур типа троостита, заметно снижает прочностные свойства и прежде всего уровень ударной вязкости. Кроме того, при этом расширяется зона высокого отпуска, что может приводить, как будет показано ниже, к снижению прочности сварного соединения. Поэтому чрезмерное повышение температуры подогрева при сварке этих сталей может вызвать заметное ухудшение свойств околошовной зоны и зоны высокого отпуска. Исходя из этих соображений, определяющим фактором выбора термического

Влияние термического цикла сварки и режима термической обработки стали на разупрочнение в зоне высокого отпуска

Марка стали	Исходное состояние				После воздействия термического цикла сварки				После последующей термической обработки			
	режим отпуска	σ_B , кг/мм ²	НВ	ψ , %	T_{max} , °C	σ_B , кг/мм ²	НВ	ψ , %	режим отпуска	σ_B , кг/мм ²	НВ	ψ , %
15X11МФ	680°—2 час	118	240	36	860	107	222	44	—	—	—	—
	740°—2 час	108	220	42	860	100	204	43	—	—	—	—
15X12ВМФ	680°—5 час	117	250	35	850	93	240	35	700°—5 час	90	230	39
	720°—5 час	97	230	34	840	85	218	40	680°—10 час	82	204	40
15X11МФБ	680°—9 час	121	250	35	860	110	240	37	700°—5 час	100	217	37
	720°—5 час	114	220	40	880	103	230	40	680°—10 час	100	217	40

цикла сварки является оценка склонности сварного соединения к образованию холодных трещин.

Для примера рассмотрим данные сварки пробы СТС из стали 15X12ВМФ (см. табл. 30). Сварку вели электродами КТИ-10, близкими по химическому составу к основному металлу. Трещины были обнаружены в металле шва при сварке без подогрева (погонная энергия $q/v=2,3$ ккал/см) при $W_0=50-55$ град/сек. При этом в околошовной зоне трещин было меньше, чем в шве. Во внутреннем шве трещины выходили на поверхность, а в наружном — располагались в корне шва и имели длину до 2 мм. При сварке без подогрева с $q/v=3,3$ ккал/см при $W_0=30-40$ град/сек была обнаружена только одна трещина в корне шва длиной 0,5 мм рядом со шлаковым включением. Образование трещин преимущественно в шве обусловлено более низкой пластичностью и крупнокристаллической структурой металла шва при практически одинаковой прочности с основным металлом. Подогрев до 110 и 200° полностью устранил трещины ($W_0 \ll 20-25$ град/сек). Это показывает, что при сварке жестких соединений из стали типа 15X12ВМФ температуру подогрева следует рассчитывать, исходя из обеспечения $W_1 \ll 20-25$ град/сек. При сварке соединений толщиной 25 мм подогрев можно ограничивать 200°. Таким образом, сталь 15X12ВМФ по сопротивляемости образованию холодных трещин при сварке близка к стали ЭИ-415.

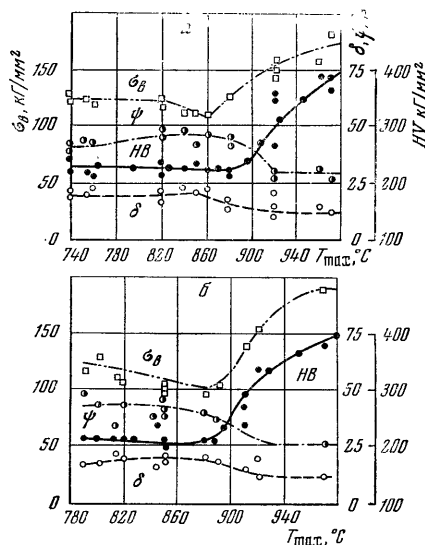


Рис. 157. Влияние максимальной температуры T_{max} термического цикла сварки на изменение механических свойств стали 15X11МФ в зоне высокого отпуска:

режим отпуска перед сварочным нагревом: а — 680°, 2 час; б — 740°, 2 час (методика ИМЕТ-1)

Сталь 35ХМ более склонна к трещинам и требует более высокого подогрева при сварке.

В настоящее время хромистые жаропрочные стали марок 15Х11МФ, 15Х12ВМФ и др. используются в состоянии отпуска при температурах порядка 700—720°, что обеспечивает высокий уровень как кратковременной прочности, так и жаропрочности. При воздействии термического цикла сварки в участках высокого отпуска может происходить дополнительное разупрочнение, приводящее к заметному снижению прочности сварного соединения в целом.

С целью детального изучения явления разупрочнения образцы из сталей 15Х11МФ, 15Х12ВМФ и 15Х11МФБ, отпущенные по разному режиму, нагревались до $T_{\max} = 740\text{—}1000^\circ$ и затем охлаждались на воздухе со скоростью 6—8 град/сек (табл. 36 и рис. 157), что соответствовало режиму наплавки валика на лист толщиной 40 мм при $q/v = 10$ ккал/см, т. е. в три раза большей, чем при ручной многослойной сварке. Это было сделано с целью более четкого выявления влияния на разупрочнение длительности $t_{\text{от}}$ пребывания металла при температурах высокого отпуска в условиях сварки.

В интервале $T_{\max} = 740\text{—}860^\circ$ наблюдается снижение прочностных свойств материала в пределах 7—20% в зависимости от марки стали и исходной термической обработки. Наиболее резко разупрочнение выявляется в интервале $T_{\max} = 840\text{—}860^\circ$. Дальнейшее повышение T_{\max} увеличивает прочность металла вследствие его перекристаллизации при этих температурах и последующей закалки. Отпуск дополнительно снижает прочность на 3—5%.

При исходной обработке материала на повышенную прочность явление разупрочнения выражено резко, очевидно, из-за более термически неравновесного состояния материала. В то же время абсолютный уровень прочности металла зоны высокого отпуска как непосредственно после

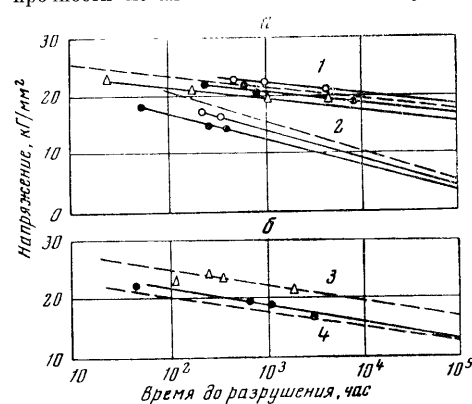


Рис. 158. Длительная прочность сварных соединений (сплошные линии) и основного металла (штриховые линии) сталей 15Х11МФ (а) и 15Х12ВМФ (б) при различных температурах:

1 — при 550°; 2 — при 600°; 3 — при 580° после отпуска перед сваркой на $\sigma_b = 75$ кг/мм²; 4 — то же, $\sigma = 65$ кг/мм² [262]. Температура отпуска до и после сварки при выдержке 5 час; ○ — до сварки 680°, после 700°; ● — до сварки 720°, после — 700°; △ — до сварки 680°, после — 740°

сварки, так и после термической обработки, несмотря на одинаковый характер сварочного нагрева, выше для материала с более высокой исходной прочностью. Подобное явление может быть объяснено, очевидно, неполным прохождением процесса отпуска в условиях термического цикла сварки из-за относительной кратковременности последнего. Это подтверждается также результатами испытания сварных соединений сталей 15Х11МФ и 15Х12ВМФ на растяжение (табл. 37) и длительную прочность (рис. 158).

Для обоих видов испытаний при сварке относительно низкоотпущенного материала как кратковременная, так и длительная прочность сварных

Влияние режима термической обработки до и после сварки на механические свойства сварных соединений сталей 15X11МФ и 15X12ВМФ [262]

Марка стали	Режим термической обработки		Механические свойства сварных соединений	
	до сварки	после сварки	σ_b , кг/мм ²	ψ , %
15X11МФ	Нормализация 1100° + отпуск 680°, 5 час	Исходное состояние	88,4	59,1
		Отпуск 680°, 10 час	80,1	62,7
		Отпуск 720°, 5 час	77,8	62,7
	Нормализация 1100° + отпуск 740°, 2 час	Исходное состояние	73,8	65,1
		Отпуск 680°, 10 час	73,0	64,4
		Отпуск 720°, 5 час	71,9	64,9
15X12ВМФ	Закалка 1000° (масло) + отпуск 680°, 5 час	Исходное состояние	88,8	64,2
		Отпуск 700°, 5 час	83,5	60,0
		Отпуск 720°, 5 час	79,2	62,6
	Закалка 1000° (масло) + отпуск 720°, 5 час	Исходное состояние	84,0	61,5
		Отпуск 700°, 5 час	77,9	62,1
		Отпуск 720°, 5 час	75,0	65,2

соединений приближается к уровню свойств стали в оптимальном состоянии. В случае сварки стали, отпущенной при относительно высокой температуре, длительная прочность сварного соединения на 10—20% ниже прочности этой стали после оптимальной термической обработки.

Как известно из практики термической обработки сварных конструкций, до последнего времени изделие до сварки обрабатывалось по оптимальному для данной стали режиму, а после сварки отпускалось при относительно более низких температурах. В этом случае свойства материала определяются контролем заготовок для сварки, так как последующий отпуск сварной конструкции при более низкой температуре не может изменить свойства стали. В случае принятия рекомендуемых режимов термической обработки, обеспечивающих равнопрочность сварного соединения, контроль материала заготовок не определяет свойств сварной конструкции после высокотемпературного отпуска. Это усложняет производство, так как вынуждает производить контроль не заготовок, а готового сваренного изделия. Поэтому в том случае, когда по условиям работы конструкции требования к прочности сварного соединения могут быть снижены, следует сохранить существующую практику термической обработки изделий. Для особо напряжённых узлов, где необходима равнопрочность сварного соединения, целесообразно производить контроль свойств изделия.

§ 4. Характеристики свариваемости низколегированных сталей повышенной прочности

К сварным соединениям сталей 12ХН2, 20НГМ, 25НЗ, 18Х2ВФ, 23Г, 36СГНА, 20ХГС, 35ХГС и 40Х толщиной 6—25 мм часто предъявляют требование высокой сопротивляемости хрупкому разрушению после сварки без отпуска. Свариваемость этих сталей была исследована автором и В. Д. Кодоловым [117, 118]. Состав, термообработка перед сваркой и свойства сталей приведены в приложении I.

Оптимальные интервалы скорости охлаждения $\Delta W_{\text{отг}}$ при однопроходной сварке или наплавке были определены с помощью валиковой пробы и пробы Шнадта, исходя из условия обеспечения ударной вязкости металла околошовной зоны выше определённого уровня. С целью выбора

Таблица 38

Ударная вязкость a_u ($кГ\cdot м/см^2$) при испытании при комнатной температуре образцов Шнагта и Менже и твердость металла HV у вершины надреза в зависимости от погонной энергии q/v ($ккал/см$) при наплавке валиков на листы толщиной 16 мм

№	Марки стали	Основной металл										Околошовная зона													
		HV	a_u	$a_{св}$	a_1	$a_{0,025}$	$a_{0,5}$	HV	a_u	$a_{св}$	$a_{0,025}$	$a_{0,5}$	HV	a_u	$a_{св}$	$a_{0,025}$	$a_{0,5}$	HV	a_u	$a_{св}$	$a_{0,025}$	$a_{0,5}$			
1	Ст. 45	180	3,3	16,4	—	3,7	2,4	500	1,6	3,1	2,7	2,3	272	2,8	18,7	3,4	1,8	255	3,6	20,7	—	—	—	3,5	2,0
2	36С1НА	500	3,8	22,0	—	3,1	2,8	518	3,2	21,6	5,0	3,0	450	3,8	22,2	5,0	3,5	390	4,2	22,6	—	—	—	5,2	3,1
3	40Х	270	10,3	20,0	11,5	5,0	3,6	532	3,8	6,7	5,9	5,1	430	5,5	5,4	4,7	4,3	334	5,3	25,6	—	—	—	7,0	3,0
4	35Х1СА	310	5,7	16,4	—	2,5	1,2	520	3,8	20,5	3,6	3,1	460	3,6	23,0	3,5	3,3	446	5,8	23,4	—	—	—	4,2	3,3
5	20Х1С	240	6,0	20,2	—	6,5	4,7	444	6,4	28,6	5,9	4,8	342	5,4	29,7	5,0	3,3	272	5,6	24,5	—	—	—	4,1	2,4
6	23Г	270	5,5	19,3	8,5	5,3	4,0	444	6,5	20,0	3,9	3,0	302	6,8	20,3	4,8	3,5	242	7,7	22,5	—	—	—	5,5	4,5
7	12ХН2	207	6,5	20,4	7,9	4,9	2,3	420	4,7	15,4	4,8	4,3	248	7,2	20,5	7,8	6,2	220	9,3	21,5	—	—	—	13,7	8,0
8	18Х2ВФ	292	6,7	26,0	—	9,5	7,1	340	6,3	24,6	6,0	5,6	315	10,2	22,0	9,5	6,5	310	11,3	23,8	—	—	—	8,7	6,0
9	20НГМ	325	11,1	20,2	—	9,4	7,8	418	5,9	18,7	5,7	5,3	310	8,0	19,7	7,8	7,5	286	8,4	20,0	—	—	—	8,0	7,7
10	25НЗ	235	9,0	20,2	1,2	10,4	4,5	435	6,7	24,8	6,0	5,1	242	8,2	20,9	6,1	4,9	192	9,5	22,5	—	—	—	7,7	6,2

Таблица 38 (продолжение)

№	Марки стали	Основной металл										Околошовная зона															
		HV	a_u	$a_{св}$	$a_{0,025}$	$a_{0,5}$	HV	a_u	$a_{св}$	$a_{0,025}$	$a_{0,5}$	HV	a_u	$a_{св}$	$a_{0,025}$	$a_{0,5}$	HV	a_u	$a_{св}$	$a_{0,025}$	$a_{0,5}$	HV	a_u	$a_{св}$	$a_{0,025}$	$a_{0,5}$	
1	Ст. 45	242	4,3	20,8	—	3,8	2,8	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
2	36С1НА	330	4,0	19,2	4,3	3,0	3,0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
3	40Х	322	4,5	21,6	3,1	2,1	2,1	313	4,9	23,6	2,5	1,8	290	3,9	24,1	2,3	1,3	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
4	35Х1СА	400	6,2	31,0	5,8	4,3	4,0	400	4,0	25,2	3,0	2,0	340	3,2	20,6	4,6	3,2	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
5	20Х1С	260	4,7	23,7	4,8	2,8	2,60	6,5	21,6	2,7	2,0	260	4,7	18,7	3,1	2,6	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
6	23Г	210	6,1	22,2	4,9	2,2	2,06	6,1	23,2	3,8	2,7	192	5,5	20,0	4,7	2,9	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
7	12ХН2	220	9,5	22,5	7,5	6,5	220	7,4	19,8	7,2	6,0	215	6,6	21,2	4,5	3,5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
8	18Х2ВФ	310	11,0	25,0	10,0	6,0	310	10,3	26,8	9,5	6,9	310	8,5	26,0	9,5	6,8	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
9	20НГМ	270	7,2	20,5	7,0	6,9	270	6,7	20,5	6,8	6,0	260	7,0	22,5	7,0	7,0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
10	25НЗ	187	8,3	21,6	4,8	4,0	187	8,7	14,5	3,1	2,4	174	9,0	20,8	3,7	3,2	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Примечание. Надрез располагался вдоль прокатки; в таблице приведены средние значения ударной вязкости по данным испытаний пяти образцов; разброс результатов отдельных испытаний на пренштам ±15% относительно средних значений; оптимальные значения $ΔW_{opt}$ и $Δ(q/v)_{opt}$ для всех сталей, кроме ст. 45 и 36С1НА, определены, исходя из условия $a \geq 5 кГ\cdot м/см^2$ и $a_{0,025} \geq 3 кГ\cdot м/см^2$; для 36С1НА и ст. 45 $a_u \geq 5,5 кГ\cdot м/см^2$ и $a_{0,025} \geq 2 кГ\cdot м/см^2$.

рациональных вариантов многослойной сварки изделий средней толщины, при которых достигается равномерная и наиболее высокая ударная вязкость во всех участках зоны термического влияния при наименьшей степени разупрочнения металла в зоне высокого отпуска, была использована проба Чабелки (см. § 5 гл. III).

Основными критериями оценки склонности стали к хрупкому разрушению служили: температура $T_{к1}$ верхнего предела критического интервала хрупкости при испытании образцов Менаже на удар и статический изгиб; минимальная температура, при которой ударная вязкость выше 5 кгМ/см^2 ; чувствительность к надрезу при испытании на удар.

Результаты испытаний образцов Шнафта (см. рис. 27) и Менаже с надрезом по околошовной зоне, вырезанных из основного металла и из пла-

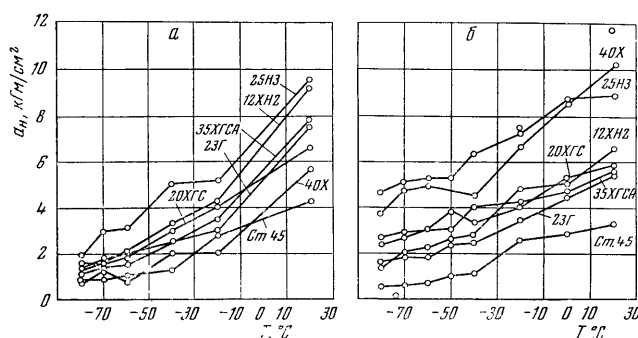


Рис. 159. Изменение ударной вязкости a_u образцов Менаже для основного металла (а) и околошовной зоны (б) при оптимальных режимах наплавки в зависимости от температуры испытания

стин с наплавками, приведены в табл. 38. Исследованные стали расположены в порядке снижения чувствительности к надрезу в околошовной зоне и повышения абсолютной величины ударной вязкости образцов Менаже (a_u) и образцов Шнафта с наиболее острым надрезом ($a_{0,025}$) при значениях погонной энергии дуги q/v и параметрах термического цикла W_0 и $t' + t''$, в условиях которых эти показатели ударной вязкости максимальны: $q/v = 11 \text{ ккал/см}$, $W_0 = 2 \text{ град/сек}$ и $t' + t'' = 18 \text{ сек}$ для сталей 45 и 35ХГСА; $q/v = 4,8 \text{ ккал/см}$, $W_0 = 12 \text{ град/сек}$ и $t' + t'' = 6,5 \text{ сек}$ для стали 40Х; $q/v = 2 \text{ ккал/сек}$, $W_0 = 70 \text{ град/сек}$ и $t' + t'' = 3,9 \text{ сек}$ для стали 20ХГС; $q/v = 7,8 \text{ ккал/сек}$, $W_0 = 4 \text{ град/сек}$ и $t' + t'' = 11 \text{ сек}$ для всех остальных сталей.

Самыми низкими величинами ударной вязкости $a_{0,025}$ металла в околошовной зоне обладают стали 45, 36СГНА, 40Х и 35ХГСА ($2,8 - 4,3 \text{ кгМ/см}^2$). По сравнению с ударной вязкостью образцов из основного металла и околошовной зоны без надреза a_∞ эти величины $a_{0,025}$ в 8—7 раз ниже. Сталь 20ХГС, 23Г и особенно 12ХН2, 18Х2ВФ, 20НГМ и 25НЗ имеют в этих условиях более высокую ударную вязкость $a_{0,025}$ металла околошовной зоны ($4,5 - 7,7 \text{ кгМ/см}^2$), что всего лишь в 5—3 раза ниже величины a_∞ . Это свидетельствует об относительно меньшей чувствительности сталей второй группы к надрезу в околошовной зоне.

Однако в целом из-за высокой чувствительности к надрезу все исследованные стали при комнатной температуре как в исходном состоянии, так и после сварки следует отнести к «полухрупким» (по терминологии Шнафта). Эта оценка хорошо согласуется и с результатами испытаний на удар образцов Менаже при различных температурах (рис. 159),

Характеристики склонности к хрупкому разрушению основного металла и околошовной зоны при оптимальных режимах наплавки по данным валиковой пробы *

№	Марка стали	Температура $T_{к1}$ верхнего предела критического интервала хрупкости, °С				Температура, при которой $a_n = 5 \text{ кГм/см}^2$, °С	
		ударный изгиб		статический изгиб		основной металл	околошовная зона
		основной металл	околошовная зона	основной металл	околошовная зона		
1	Ст. 45	>> +20	>> +20	-20	+50	>> +20	>> +20
2	36СГНА	>> +20	>> +20	+10	+20	>> +20	>> +20
3	35ХГС	>> +20	>> +20	-20	+30	+10	0
4	40Х	>> +20	>> +20	-20	+20	-40	+20
5	20ХГС	+20	+20	0	+10	0	0
6	23Г	+20	+20	-20	+20	+10	0
7	12ХН2	+20	+20	+10	+20	-10	-10
8	18Х2ВФ	0	+20	-40	-10	-45	-30
9	20НГМ	0	+20	-40	-5	-65	-40
10	25Н3	0	+20	-60	-10	-70	-40

* Для стали 45 $(q^v)_{\text{онт}} = 11 \text{ ккал/см}$, для остальных 7,8 ккал/см; толщина пластины 16 мм.

показывающими, что температура верхнего предела критического интервала хрупкости $T_{к1}$ у этих сталей выше комнатной температуры или близка к ней (табл. 39). Данные других исследователей также подтверждают этот вывод. Например, в работе [264] показано, что для стали 45 $T_{к1}$ равна 90—100°, для 23Г — 20—25°, для 25Н3 — 8—10° и т. д.

Анализ зависимости ударной вязкости околошовной зоны, определенной как на образцах Менаже, так и на образцах Шпадта с различной остротой надреза, от погонной энергии дуги позволяет выявить оптимальные интервалы изменения скорости охлаждения $\Delta W_{\text{онт}}$ при однопроходной сварке и наплавке, в пределах которых показатели ударной вязкости околошовной зоны равны или выше следующих значений: $a_n \geq 5 \text{ кГм/см}^2$ и $a_{0,025} \geq 3 \text{ кГм/см}^2$ (см. табл. 38 и приложение III).

Важно отметить, что у всех сталей, кроме ст. 45, этот уровень показателей ударной вязкости обеспечивается не только при низком, но и при весьма высоком содержании мартенсита в структуре. Особенно это относится к сталям с небольшим содержанием углерода. Однако наиболее высокие значения a_n и $a_{0,025}$ в пределах $\Delta W_{\text{онт}}$ у всех сталей, кроме 40Х и 20ХГС, соответствуют малым скоростям охлаждения ($W_0 = 2 \div 4 \text{ град/сек}$, $t' + t'' = 18 \div 11 \text{ сек}$), при которых структура состоит в основном из высокодисперсных перлитных и ферритных составляющих. При более высоких W_0 снижение вязкости вызывается образованием более хрупких закалочных структур, а при меньших W_0 — ростом зерна и перегревом. У сталей 40Х и 20ХГС последние два явления приводят к снижению a_n и $a_{0,025}$ уже при $W_0 = 2 \div 4 \text{ град/сек}$. При более высоких W_0 , несмотря на появление значительных количеств мартенсита в структуре, вязкость повышается (у стали 20ХГС даже до уровня основного металла).

На степень изменения ударной вязкости металла околошовной зоны по сравнению с основным металлом существенное влияние оказывают химический состав стали, вид и режимы термообработки её перед наплавкой. Для ряда сталей второй группы (23Г, 18Х2ВФ, 20НГМ, 25Н3 и 12ХН2) при $W_0 = 2 \div 4 \text{ град/сек}$ характерно повышение ударной вязкости при любой остроте надреза, особенно для стали 12ХН2, которая в отличие от других была применена в состоянии проката. В околошов-

ной зоне стали 12ХН2 термический цикл наплавки сыграл роль улучшающей термообработки, которая вследствие перекристаллизации приводила к устранению текстуры прокатки и снятию наклёпа с образованием мелкодисперсной феррито-перлитной структуры с несколько более высокой твёрдостью (220 НВ), чем у основного металла (207 НВ). В околосварочной зоне сталей 23Г, 20НГМ и 25НЗ, которые перед сваркой были подвергнуты закалке с высоким отпуском на феррито-перлитную структуру, наблюдается уменьшение твёрдости на 20—40 НВ по сравнению с основным металлом при некотором снижении дисперсности структурных составляющих.

Металл околосварочной зоны ряда сталей первой группы (ст. 45, 36СГНА и 35ХГСА) имеет ударную вязкость образцов с надрезом при $W_0 = 2 \div 4 \text{ град/сек}$ несмотря на рост зерна немного более высокую, чем у основного металла. У стали 45, которая была применена в состоянии после нормализации, это вызвано повышением дисперсности перлита, что сопровождается и увеличением твёрдости от 180 до 242 НВ. У стали 35ХГС улучшение проявляется вследствие образования преимущественно бейнитной структуры (400 НВ) вместо сорбита отпуска. В стали 36СГНА, которая перед сваркой имела структуру мартенсита после отпуска 240°, увеличение вязкости в околосварочной зоне обусловлено появлением после перекристаллизации в структуре до 80% троостита и бейнита.

При весьма высоких скоростях охлаждения, которые соответствуют малым значениям погонной энергии дуги, выявляется особенность в поведении металла околосварочной зоны в сталях 40Х и 45 по сравнению со всеми другими сталями. Ударная вязкость a_{∞} образцов Шнабта без надреза снижается у стали 40Х (при $W_0 = 70$ и 12 град/сек) и ст. 45 (при 70 град/сек) до значений ударной вязкости образцов с надрезами (см. табл. 38, а также рис. 160 и 30). Это обусловлено образованием в околосварочной зоне сталей 40Х и 45 более хрупкой мартенситной структуры, чем в сталях с марганцем и с меньшим содержанием углерода (например, 35ХГСА, 20ХГС и 23Г). Таким образом, применение образцов Шнабта наряду с образцами Менаже позволяет получить весьма ценные дополнительные данные о влиянии режимов сварки на хрупкость околосварочной зоны, особенно у сталей с повышенным содержанием углерода.

Сравнение влияния остроты (радиуса) надреза образцов Шнабта на ударную вязкость при комнатной температуре и влияния температуры испытания на ударную вязкость образцов Менаже из основного металла и околосварочной зоны (при оптимальной погонной энергии) для типичных представителей каждой из исследованных групп сталей приведено на рис. 161. Эти данные подтверждают установившийся взгляд на температуру, как на фактор, более резко влияющий на переход стали из вязкого в хрупкое состояние, чем острота надреза.

Сравнение пределов оптимальных интервалов скорости охлаждения ΔW_{opt} с допустимыми скоростями W_d (см. приложение III) позволяет установить для этих сталей примерно предельные значения толщины жестких соединений, которые могут быть сварены встык в один проход

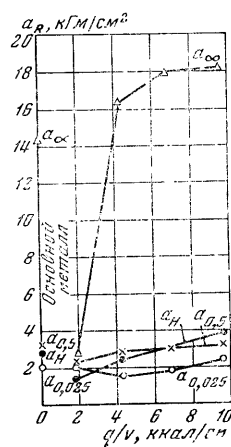


Рис. 160. Влияние погонной энергии q/v дуги на ударную вязкость образцов Шнабта a при радиусе надреза R от 0,025 мм до ∞ и Менаже a_m , вырезанных из пластин стали 45 толщиной 16 мм с надрезом по околосварочной зоне

без подогрева и отпуска с гарантией против образования холодных трещин.

У сталей 20НГМ, 18Х2ВФ, 12ХН2 и 25Н3, для которых характерны широкие $\Delta W_{\text{отп}}$ (70—0,8 град/сек) и малая склонность к образованию трещин ($W_{\text{т1}}=36$ град/сек по данным пробы СТС и $W_{\text{т2}}=24$ град/сек по данным крестовой пробы), такими предельно малыми толщинами являются 2—2,5 мм. При больших толщинах, вплоть до 30 мм ($W_0=$

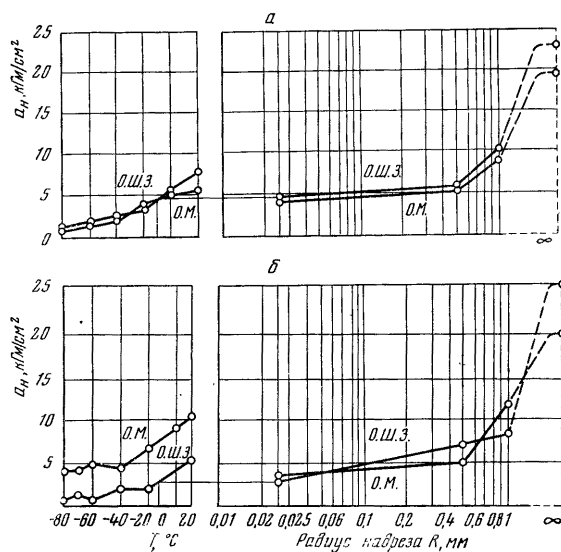


Рис. 161. Влияние температуры испытания образцов Менаже (слева) и радиуса в вершине надреза образцов Шнадта (справа) на ударную вязкость a_k основного металла (О. М.) и околошовной зоны (О. Ш. З) сталей 231^а, 40X (б) толщиной 16 мм при оптимальном режиме наплавки ($q/v=7,8$ ккал/см)

$=0,8$ град/сек — нижний предел $\Delta W_{\text{отп}}$), при однопроводной сварке можно обеспечить заданный уровень вязкости без опасности образования трещин. При толщине менее 2—2,5 мм трещины могут возникать, по-видимому, только в весьма жестких изделиях с частым расположением швов.

У остальных сталей из-за высокой склонности к трещинам диапазоны допустимых толщин значительно более узкие (36СГНА — от 2,6—7 до 15 мм; 23Г — от 2,6—9 до 14 мм; 20ХГС — от 3—9 до 7 мм; 40Х — от 9—12 до 14 мм и 35ХГС — от 9—15 до 20 мм). То же характерно и для стали 45 (от 12 до 15 мм), но из-за узкого интервала $\Delta W_{\text{отп}}$. Образование трещин при однопроводной сварке стали становится вероятным в стыковых соединениях меньшей толщины (2,8—6 мм).

Существенным недостатком однопроводной сварки стыковых соединений стали средней толщины является значительное разупрочнение основного металла в участке высокого отпуска. При многослойной сварке возможности регулирования свойств сварных соединений в целом и в отдельных их участках существенно расширяются.

Результаты исследования сталей по методике пробы Чабелки на листах толщиной 16 мм (см. например, рис. 30) показали, что наиболее высокие значения ударной вязкости в пределах всей зоны термического влияния можно обеспечить при следующих основных видах технологии:

- 1) для сталей 12ХН2, 20НГМ, 23Г и 18Х2ВФ при автоматической однопроходной сварке под флюсом ($q/v \leq 14,8$ ккал/см, $W_o \geq 1,7$ град/сек, $t' + t'' \leq 35$ сек); при двухслойной сварке длинными участками с полным охлаждением первого слоя ($q/v \leq 11$ ккал/см, $W_o \geq 0,8$ град/сек);
- 2) для сталей 20ХГС, 25НЗ и 36СГНА при двухслойной автоматической сварке с полным и неполным охлаждением первого слоя;
- 3) для стали 45 — то же, а при ручной каскадной сварке в три слоя ($q/v = 5,9$ ккал/см, длина участка 140 мм, $t' + t'' = 15$ сек, $t_n = 570$ сек выше 400°);
- 4) для стали 40Х при двухслойной автоматической сварке с неполным охлаждением первого слоя и при ручной каскадной сварке.

В тех случаях, когда нет опасности образования холодных трещин, предпочтение следует отдавать многослойной сварке длинными участками с полным охлаждением первого слоя, так как при ней степень разупрочнения основного металла в участке высокого отпуска, а также ширина зоны разупрочнения минимальны (соответственно 12—15% и 3—4 мм). С увеличением числа слоёв до трёх при сварке с полным охлаждением каждого слоя ($q/v = 5,9$ ккал/см и $W_o = 7$ град/сек) можно ещё более снизить эти показатели (до 8—10% и 2—2,5 мм). Подобная мера оказалась непригодной только для сталей 40Х и 35ХГС из-за образования холодных трещин в околошовной зоне первого слоя, а в отдельных образцах — и в зоне последнего слоя.

Таким образом, максимальное число слоёв при этом виде технологии сварки следует устанавливать по значениям W_d для околошовной зоны первого слоя. Эти данные свидетельствуют также о том, что режимы сварки стали 35ХГС и 40Х без отпуска весьма ограничены. Как было показано в § 2 и 3 гл. VII, при сварке сталей этого типа с последующим отпуском требуемые свойства сварных соединений обеспечить легче без опасности образования трещин.

§ 5. Низкотемпературная термомеханическая обработка сварных соединений закалывающихся сталей

Опыт применения высокопрочной легированной стали показывает, что возможности повышения ее прочности за счёт легирования и термообработки (закалка и отпуск) ограничены. Повысить предел прочности закаленной стали свыше 220—230 кг/мм² за счет увеличения содержания углерода и других элементов, а также путем повышения дисперсности карбидных фаз не удастся, так как при этом предел текучести становится близким к сопротивлению отрыву и пластические и вязкие свойства стали резко снижаются.

Еще более трудно реализовать такую прочность стали в конструкциях, работающих в условиях сложного напряженного состояния, и особенно в сварных конструкциях, в которых имеются участки металла с неблагоприятной структурой (литой металл сварного шва и крупнозернистый рекристаллизованный металл в околошовной зоне со следами перегрева). Кроме того, прочность сварных конструкций из легированной стали с высоким содержанием углерода в существенной мере лимитируется повышенной склонностью к задержанному разрушению и образованию холодных трещин при сварке. Это вызывает необходимость применения сложных технологических приемов (сопутствующий подогрев, промежуточные отпуска и отжиги с последующей полной термообработкой), кото-

рые не всегда удается осуществить, особенно при сварке крупногабаритных конструкций.

Имеющийся опыт по испытанию внутренним давлением сварных цилиндрических сосудов из высокопрочной стали с пределом прочности 160—200 кг/мм^2 , подвергнутых закалке и низкому отпуску, показывает, что отношение конструкционной прочности к пределу прочности оказывается тем ниже, чем выше предел прочности. Например, за рубежом по этой причине для сварных сосудов не рекомендуют применять стали с пределом прочности более 150 кг/мм^2 [265]. Подобная закономерность связана с повышением чувствительности сварных изделий из высокопрочной стали к концентрации напряжений. Практически достигнутым пределом конструкционной прочности сварных изделий этого типа при обычной термической обработке является 170—180 кг/мм^2 .

В последние 5—10 лет наметились принципиально новые пути повышения прочности закаливаемых сталей, основанные на рациональном сочетании методов обработки стали давлением и термической обработки. Применительно к высокопрочным сталям эти методы получили известность под общим названием термомеханической обработки (ТМО).

Все известные способы ТМО закаливающейся стали можно разделить на две группы: 1) высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) и 2) низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО). ВТМО включает следующие операции: нагрев стали до температуры аустенизации (выше A_c); выдержка при этой температуре с целью гомогенизации аустенита; деформирование с большой скоростью стали в состоянии аустенита при температурах выше температуры рекристаллизации путемковки или прокатки; закалка; отпуск. Наибольший эффект повышения предела прочности при ВТМО по предварительным данным обеспечивается при степенях деформации аустенита $\epsilon = 12 \div 25\%$. При этом благодаря быстрому ведению последних двух операций рекристаллизационные процессы ограничиваются. С дальнейшим повышением степени деформации наблюдается увеличение только предела текучести, а предел прочности остается практически неизменным (240—260 кг/мм^2). ВТМО приводит к повышению ударной вязкости при 20° и ниже, снижает температуру перехода металла из вязкого в хрупкое состояние [266—268], устраняет отпускную хрупкость [266, 269, 270], улучшает соотношение между показателями прочности и пластичности [266], уменьшает чувствительность к образованию трещин [271] и повышает сопротивление разрушению [267]. Это связано с измельчением тонкой кристаллической структуры стали, образованием зубчатых по форме или прерывистых границ зерен, изменением дисперсности выделяющихся хрупких фаз и менее резкой концентрацией их у границ бывших зерен аустенита. Однако повысить предел прочности стали до 280—300 кг/мм^2 путем ВТМО пока не удается, по-видимому, из-за проявления процессов возврата и рекристаллизации обработки, а также вследствие относительно низких упруго-пластических свойств аустенита при высоких температурах, что препятствует резкому измельчению тонкой кристаллической структуры и устранению локального характера деформирования аустенита. В связи с этим один из изученных в настоящее время путей дальнейшего повышения прочности стали при ВТМО связан с применением метода дробной деформации аустенита при постоянной или ступенчато-понижающейся температуре.

НТМО включает следующие операции: нагрев стали до температуры аустенизации (выше A_c); выдержка при этой температуре с целью гомогенизации аустенита; охлаждение (по возможности резкое) в области температур относительной устойчивости аустенита (ниже температуры рекристаллизации, но выше температуры начала мартенситного превращения); интенсивное деформирование аустенита при постоянной темпера-

туре в этой области; закалка; отпуск. Один из процессов этого типа известен в литературе под названием «аусформ-процесс» [272—277]. Наиболее эффективен этот процесс для мартенситных сталей с 12—15% Сг и 0,15—0,3 С с весьма ограниченным количеством феррита, а также для сталей с 1,5—5% Сг и 0,3—0,45% С, легированных никелем, марганцем, ванадием, молибденом и вольфрамом. У этих сталей температурные области перлитного и бейнитного превращений разделены и в интервале от 400 до 600° имеется область высокой устойчивости аустенита.

При правильном выборе марки стали и режимов «аусформ-процесс» обеспечивает возможность получения чисто мартенситной структуры с весьма малыми размерами мартенситных пластин (длина не более 1,5—2 мк) [274, 275]. В противном случае структура стали может состоять из смеси мартенсита с бейнитом. Однако и при такой структуре сталь имеет относительно высокую прочность, но низкую пластичность.

Исследования НТМО по типу «аусформ-процесса» [272, 273, 278, 279] показали, что этот способ позволяет резко повысить прочность стали (σ_b до 280—300 кг/мм²) при сохранении удовлетворительной пластичности ($\delta=6—8\%$). Однако для этого требуются весьма высокие степени деформации переохлажденного аустенита (ϵ до 75—90%). При более низких степенях деформации измельчение тонкой структуры оказывается недостаточным для достижения столь высоких значений механических свойств.

Обработка холодом сталей указанных выше групп после НТМО (перед отпуском), как правило, весьма незначительно изменяет механические свойства [277]. Это указывает на небольшое содержание остаточного аустенита, несмотря на то что при высоких степенях деформации механическая стабилизация аустенита и ее влияние на кинетику последующего мартенситного превращения должны возрасти. По-видимому, это обусловлено тем, что все эти стали имеют относительно высокие температуры начала и конца мартенситного превращения, а деформация аустенита при НТМО производится обычно в температурном интервале 550—500°, в котором аустенит имеет высокие упругоэластические свойства и поэтому менее подвержен явлению механической стабилизации, чем при ВТМО.

Механизм упрочнения при ТМО рассматривают, исходя из следующих представлений. В результате пластической деформации металлов происходит повышение их предела текучести. Особенно резкое увеличение прочностных свойств достигается в том случае, если вслед за пластической деформацией, вызываемой внешними механическими воздействиями, металл подвергается наклёпу за счёт фазового превращения.

Основным фактором, обуславливающим упрочнение (т. е. повышение сопротивляемости металла пластическому деформированию), является измельчение тонкой кристаллической структуры — образование субзерен и фрагментов размером $10^{-3}—10^{-4}$ см, значительно разориентированных друг относительно друга, и дробление их на блоки размером $10^{-3}—10^{-6}$ см, для которых также характерна определенная степень разориентировки [40]. На базе весьма малых блоков деформированного аустенита, внутри которых имеются отдельные дислокации и их скопления, происходит образование чрезвычайно тонкой структуры тетрагонального мартенсита.

При НТМО размеры блоков, а также размеры кристаллов мартенсита обычно меньше, чем при ВТМО, что обусловлено повышением упругоэластических свойств и устойчивости дефектов кристаллической решетки с понижением температуры деформации. В частности НТМО приводит к дроблению и исчезновению границ рекристаллизованных зерен аустенита, тогда как при ВТМО границы зерен приобретают «зубчатую» конфигурацию с периодом и амплитудой порядка десятка микрон. Предполагают, что подобные искажения границ при ВТМО являются результа-

том взаимодействия сдвигового механизма пластической деформации и диффузионного перемещения границ зерен при высоких температурах [269, 270].

Предел текучести стали данного состава, подвергнутой ТМО, в общем случае оказывается тем выше, чем мельче субзерна и блоки или, иными словами, чем больше плотность дислокаций. Практические результаты ТМО закаливающейся стали явились еще одним ярким подтверждением выдвинутой И. А. Одиным еще в 1948 г. гипотетической зависимости сопротивления металлов деформации от плотности дислокаций (рис. 162), которая характеризуется наличием минимума [280].

Как известно, наиболее высокую прочность, близкую к теоретической (точка *a*), имеют совершенные нитевидные кристаллы с весьма малой

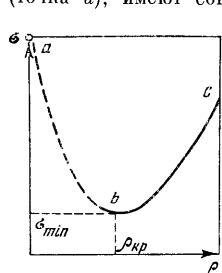


Рис. 162. Влияние плотности дислокаций ρ на сопротивление металлов сдвигу σ по И. А. Одиному [280]

плотностью дислокаций ρ . С увеличением плотности дислокаций до некоторой критической величины $\rho_{кр}$ способность металлов сопротивляться пластической деформации резко снижается (не совершенные монокристаллы и поликристаллы в отожженном состоянии — точка *b*), а при дальнейшем росте ρ эта способность существенно возрастает вследствие взаимодействия силовых полей дислокаций (поликристаллы в состоянии после упрочнения наклепом, закалкой и т. д.). Если дислокации при высокой плотности ρ распределены по объёму металла не беспорядочно, а в виде весьма мелкой сетки границ субзерен и блоков, границы которых заблокированы примесными атомами, сопротивление пластическому течению со стороны этих границ оказывается настолько высоким, что прочность металлов может приближаться к 0,6—0,7 от теоретической (поликристаллы в состоянии после упрочнения с помощью различных видов ТМО — точка *c* на рис. 162). Как при очень малой, так и при весьма высокой плотности дислокаций механизм относительного перемещения атомных плоскостей будет приближаться к модели синхронного сдвига [281].

Повышение сопротивления пластическому деформированию происходит в частности вследствие резкого сокращения длины пути свободного перемещения дислокаций, расположенных внутри субзерен или блоков, при одновременном увеличении числа элементарных актов пластической деформации, возникающих в единицу времени. Благодаря этому возрастает степень одновременного участия связей атомов в сопротивлении внешних механических воздействий и устраняется ярко выраженный локальный характер пластического течения. Последнее обстоятельство является одной из основных причин повышения пластичности стали, упрочненной путем ТМО, в сравнении со сталью в состоянии после закалки.

Росту твердости и предела текучести с увеличением степени деформации соответствует не только измельчение тонкой структуры, но и увеличение искажений второго рода (микронапряжений). Однако если первый фактор обуславливает степень повышения прочностных свойств, то второй в основном определяет их уровень. Г. В. Курдюмовым с сотрудниками [40] было показано, что искажения второго рода в материале, упрочненном за счёт пластической деформации до «насыщения», характеризуют величину упругой остаточной деформации, которую может выдерживать данный материал в микрообластях, свободных от субграниц. Чем выше сопротивление пластическому деформированию материала в отожженном состоянии (за счёт типа решётки, легирования и температуры),

тем выше уровень его прочности и после воздействия пластической деформации.

Как уже отмечалось, резкое упрочнение закаливаемых сталей в результате ТМО достигается благодаря благоприятному сочетанию предварительного механического наклепа аустенита с последующим фазовым наклепом при закалке. Положительная роль предварительной пластической деформации аустенита заключается в измельчении тонкой структуры, что не только вызывает упрочнение аустенита, но и оказывает существенное влияние на кинетику мартенситного превращения при последующем охлаждении и на формирование тонкодисперсной структуры мартенсита. Однако было бы неправильным считать, что плотность и характер распределения дефектов в аустените целиком определяют свойства мартенсита, так как в процессе самого мартенситного превращения вследствие фазового наклепа происходит дополнительное измельчение блоков и резкое изменение упругопластических свойств.

Вместе с тем с точки зрения технологических возможностей регулирования механических свойств стали при ТМО этап предварительной пластической деформации аустенита является решающим, так как позволяет путем изменения температуры, степени и скорости деформации воздействовать на процессы, от которых зависит тонкая структура и упругопластические свойства аустенита: 1) процессы рекристаллизации, снижающие эффективность упрочняющего действия пластической деформации, но позволяющие на первых своих стадиях (возврат, полигонизация) регулировать тонкую структуру в направлении более благоприятного расположения дислокаций; 2) процессы блокирования дислокаций примесями атомами, которые, с одной стороны, способствуют упрочнению, но, с другой, — могут повлиять на устойчивость аустенита и вызвать бейнитное превращение и снижение прочности, если процесс сегрегации углерода приведет к существенному снижению содержания этого элемента в твердом растворе (см. § 4 гл. V).

Следует особо отметить, что с увеличением содержания углерода в стали для обеспечения высоких пластических свойств при НТМО требуются соответственно более высокие степени деформации аустенита. Однако с повышением степени деформации возрастает анизотропия механических свойств упрочненных сталей [278], особенно когда способ деформации приводит к ярко выраженной направленной текстуре, неравномерному распределению деформации по толщине металла, образованию и закату надрывов, как например, при поперечной прокатке. Оба эти обстоятельства необходимо учитывать с точки зрения обеспечения высокой конструктивной прочности изделий, упрочненных с помощью НТМО, и особенно сварных изделий. Поэтому в последнее время для получения более однородной деформации пришлось ограничивать степени обжатия при НТМО до 50—60%. Это в свою очередь вызвало необходимость одновременного снижения содержания углерода в сталях с целью обеспечения достаточно высокого уровня пластических свойств. В результате ценою некоторого снижения степени упрочнения (до 240—260 кг/мм²) число случаев хрупкого разрушения упрочненных НТМО сварных изделий уменьшилось. Однако даже это мероприятие пока не позволяет обеспечить 100%-ную надежность изделий.

Хотя НТМО и позволяет получить существенно более высокие прочностные показатели в сравнении с ВТМО, однако необходимость деформации аустенита при относительно невысоких температурах вызывает ряд затруднений при применении известных способов НТМО типа «аусформ-процесса»: 1) опасность разрушения аустенита при высоких степенях деформации; 2) необходимость применения весьма высоких давлений, что усложняет и удорожает оборудование; 3) необходимость весьма быст-

рого ведения всех операций и особенно охлаждения с температуры аустенизации и самого процесса деформирования, что ограничивает применение этого метода только для сталей, обладающих весьма высокой устойчивостью аустенита.

Учитывая эти недостатки известных способов НТМО, автор, А. М. Сенин и др. [282] предложили способы упрочнения сварных соединений и изделий из закаливающихся сталей путем деформирования аустенита

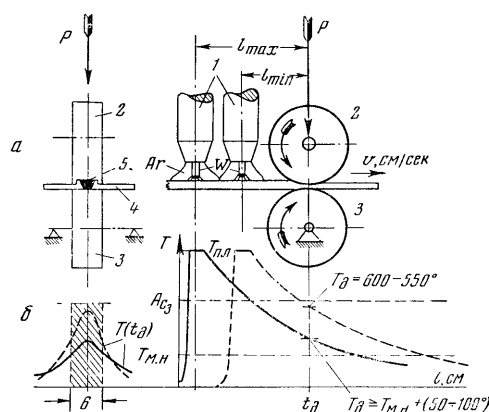


Рис. 163. Схема способа низкотемпературной термомеханической обработки сварных соединений закаливающихся сталей в процессе сварки:

а — схема процесса: 1 — горелка для сварки вольфрамовым электродом в арго-не; 2 — деформирующий ролик; 3 — опорный ролик; 4 — свариваемые листы; 5 — сварной шов; l_{max} — ширина зоны деформации; l_{min} — распределение температуры T поперек шва в момент t_n начала деформации и по оси шва вдоль длины l листов; $T_{пл}$ — температура плавления; T_n — температура начала деформации; v — скорость сварки

в процессе непрерывного охлаждения. Было показано также, что при выборе марок сталей целесообразно содержание углерода ограничивать 0,4% для обеспечения удовлетворительной их свариваемости. Для снижения анизотропии механических свойств стали при НТМО с высокими степенями деформации аустенита были применены режимы в основном с невысокими и средними степенями деформации. Это позволило существенно расширить круг сталей, которые могут эффективно подвергаться НТМО.

Один из предложенных способов предназначен для НТМО сварных соединений непосредственно в процессе сварки. На рис. 163 приведена схема этого процесса. Два состыкованных тонких листа (с утолщенными с помощью предварительной осадки кромками) расположены между роликами. Впереди роликов укреплена горелка для аргонодуговой сварки на расстоянии, обеспечивающем температуру переохлаждения аустенита металла шва в зоне обжатия от 600—550° до $T_{м.к}$ плюс 50—100°. Скорость v прокатки металла в зоне сварного соединения равна скорости сварки. Этот способ позволяет сваривать стали, предварительно упрочненные закалкой или НТМО.

Другой способ предназначен для НТМО уже готовых сварных изделий. По этому способу (рис. 164) впереди обжимающего инструмента,

например валков прокатного стана, расположен индуктор 1, обеспечивающий нагрев для перекристаллизации стали, а позади валков — индуктор 2 для дополнительного подогрева деформированного аустенита до температуры полигонизации T_p , т. е. немного ниже порога рекристаллизации T_p . В процессе полигонизации происходит перемещение дислокаций из одних плоскостей в другие, в результате чего образуется сетка субзеренной и блочной структуры, которая при последующем охлаждении закрепляется углеродом и примесными атомами. Благодаря кратковременности подогрева удается точно регулировать тонкую структуру и предупреждать интенсивный рост субзерен, который может привести к существенному разупрочнению. Как будет показано ниже, с помощью полигонизирующего подогрева достигается повышение пластичности стали при весьма небольшой потере эффекта упрочнения. В принципе процесс НТМО можно вести и без дополнительного подогрева.

Исследования НТМО при сварке и при непрерывном нагреве были проведены автором, А. М. Сениным, Г. В. Назаровым, В. В. Беловым и В. И. Антиповым на образцах из сталей 15X12HMBFA, 15X14MF, 30X2ГСНВМ и 42X2ГСНМ.

С целью выбора оптимальной температуры деформации сначала была проведена серия опытов с помощью машины ИМЕТ-1. Образцы (см. рис. 21, б) нагревали током со скоростью $W_0 = 150 \text{ град/сек}$ до температуры $T_{\max} = 1050^\circ$. В процессе непрерывного охлаждения образцы подвергали растяжению при температуре 700, 500 и 400° . Степень деформации изме-

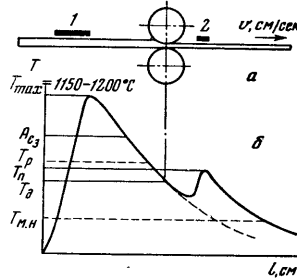


Рис. 164. Схема способа низкотемпературной термомеханической обработки готовых сварных изделий из закаляющихся сталей путем прокатки при непрерывном местном нагреве:

а — схема процесса; б — распределение температуры вдоль длины изделия вблизи очага деформации; 1 — индуктор для нагрева с целью перекристаллизации; 2 — индуктор для полигонизирующего нагрева аустенита

Т а б л и ц а 40

Влияние степени и температуры пластической деформации аустенита при НТМО в машине ИМЕТ-1 в условиях непрерывного охлаждения на механические свойства сталей 15X12HMBFA, 30X2ГСНВМ и 42X2ГСНМ

Марка стали	Температура деформации $T_d, ^\circ\text{C}$	Степень деформации (по сужению) $\epsilon_d, \%$	Скорость охлаждения $W_0, \text{град/сек}$	Механические свойства			
				$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	δ на базе 10 мм, $\%$	$\psi, \%$	Твердость НВ
15X12HMBFA	Нет	Нет	12—13	170—175	6—6,5	10—13	440—450
	700	8—9	12—13	177	13	40	480—495
	700	17—18	12—13	176	20	44	500—515
	500	11—12	12—13	185	19	40	495—500
	500	17—19	12—13	181—182	9—15	45—48	525—535
	500	25—26	12—13	193—194	12—13	28—30	520—555
	400	8—10	12—13	183	22	37	470—500
	400	19—20	12—13	188—189	12—34	30—43	640—560
30X2ГСНВМ	Нет	Нет	35	205—211	7—9	23—29	459—520
	550	26—28	35	233—240	10—11	28—30	535—580
	550	25—26	20	225—228	4—5	13—14	465—495
42X2ГСНМ	Нет	Нет	20	270—275	7—8	21—24	535—618

няли от 8 до 35% по относительному сужению площади поперечного сечения образцов в шейке. Скорость охлаждения выбирали с запасом выше критической скорости закалки. Результаты этих опытов (табл. 40) показывают, что эффект упрочнения возрастает с повышением содержания углерода в стали и степени деформации, а также с понижением температуры деформации. Пластичность у всех сталей после НТМО существенно повышается. Наиболее благоприятное сочетание прочности и пластичности стали 15X12НМВФА обеспечивается при температуре деформации 400°, а у сталей 30X2ГСНВМ и 42X2ГСНМ — при 550°. При использованных в этих опытах невысоких степенях деформации растяжением максимальный эффект упрочнения не превышал 25%. Более высокие степени деформации применить было нельзя из-за разрушения образцов в процессе растяжения.

Влияние дополнительного полигонизирующего подогрева было проверено при НТМО стали 15X11МФ. Эти опыты от предыдущих отличались только максимальной температурой нагрева (1250°) и режимом обработки на стадии охлаждения. По достижении охлаждающимися образцами температуры 550° сразу же вслед за деформацией (на 35—37%) их подогревали током со скоростью 150 град/сек до различных температур (700 и 650°). При этих температурах образцы выдерживали в течение 0—34 сек, а затем охлаждали на воздухе со скоростью 12—14 град/сек. Опыты выявили существенное повышение пластичности с увеличением температуры и длительности выдержки даже при относительно малом снижении степени упрочнения (табл. 41). Наилучшее сочетание прочности и пластичности у этой стали достигается при кратковременном (6 сек) полигонизирующем подогреве до 700° ($\sigma_b = 190 \text{ кг/мм}^2$ и $\psi = 25\%$).

Т а б л и ц а 41

Влияние температуры и длительности выдержки аустенита стали 15X11МФ при полигонизирующем подогреве в процессе НТМО в машине ИМЕТ-1

Параметры подогрева		Средние механические свойства	
Температура, °С	Длительность выдержки, сек	σ_b , кг/мм ²	ψ , %
Нет	Нет	205	18
700	6	190	25
	22	180	28
	34	178	33
650	6	200	20
	22	192	20
	34	188	28

Примечание. При этом же режиме нагрева и охлаждения, но без деформации (т. е. без НТМО) и полигонизирующего подогрева, сталь 15X11МФ имеет $\sigma_b = 160 \text{ кг/мм}^2$ и $\psi = 16\%$.

НТМО сталей 15X12НМВФА и 30X2ГСНВМ путем прокатки роликами в процессе сварки (см. рис. 163) и при непрерывном местном нагреве (см. рис. 164) осуществляли без полигонизирующего подогрева. При обработке по схеме рис. 164, кроме готовых сварных соединений, для сравнения прокатывали образцы из основного металла. Образцы имели вид полосок длиной 300, шириной 20 и толщиной 2—2,5 мм. В качестве источника теплоты при местном нагреве использовали дуговую плазменную головку ИМЕТ-106, а при сварке — горелку для аргодуговой сварки вольфрамовым электродом. При прокатке с местным нагревом максималь-

Т а б л и ц а 42

Влияние степени обжатия при НТМО сталей 15Х12НМВФА и 30Х2ГСНВМ путем прокатки роликами в процессе сварки и при местном нагреве на механические свойства (температура начала деформации 500°)

Схема НТМО и объект упрочнения	Степень обжатия листов по толщине λ , %	Вид термообработки после НТМО	Твёрдость НV	Предел прочности σ_b , кг/мм ²	Относительное сужение ψ , %
Сталь 15Х12НМВФА, толщина 2,2 мм					
Нет	Нет	Нормализация 970° — 40 мин	460—520	172—182	33—35
»	»	То же и отпуск 300° — 1 час	430—460	165—178	18—21
Нет	Нет	То же 500° — 3 час	—	151—156	—
НТМО при непрерывном нагреве, основной металл	8—10	Нет	640—700	204—210	16—21
То же	8—10	Отпуск 300° — 1 час	540—600	194—195	28—30
» »	8—10	Отпуск 500° — 3 час	450—470	164—178	36—42
» »	30—35	Нет	700—760	210—215	32—40
» »	30—35	Отпуск 500° — 3 час	580—620	195—198	29—32
НТМО при местном нагреве, сварное соединение	8—10	Нет	620—695	200—205	16—20
То же	30—35	»	695—760	209—216	32—40
НТМО в процессе сварки	8—10	»	630—700	202—208	17—21
То же	30—35	»	705—755	212—214	32—39
Сталь 30Х2ГСНВМ, толщина 2 мм					
Нет	Нет	Нормализация 950° — 40 мин	500—560	175—185	21—25
»	»	То же и отпуск 200° — 1 час	460—480	165—170	10—12
НТМО при местном нагреве, основной металл	8—10	Нет	580—620	212—220	10—16
То же	8—10	Отпуск 300° — 3 час	560—610	190—205	8—10
» »	18—20	Нет	620—660	248—257	8—11
» »	28—30	»	700—780	285—300	15—18
НТМО при местном нагреве, сварное соединение	8—10	»	530—585	200—213	11—17
То же	18—20	»	610—650	240—250	8—10
» »	28—30	»	700—770	284—296	15—17
НТМО в процессе сварки	8—10	»	535—590	205—216	10—17
То же	18—20	»	620—655	242—255	8—10
» »	28—30	»	710—790	285—300	16—17

Примечание. Образцы для испытания на растяжение, вырезанные из поперечного сечения упрочненных НТМО, имели размеры 100×20 мм и двусторонний надрез радиусом 3 мм при ширине шейки в месте надреза 5 мм; в сравнении со стандартными малыми плоскими образцами эти образцы имеют σ_b на 12—13% выше, а ψ на 14—15% ниже; сварной шов располагался вдоль оси образца.

ная температура металла достигала 1200—1250°. Температура металла в зоне обжатия в обоих случаях составляла 500°. Степень деформации при обжатии варьировала в пределах от 8 до 35%.

Результаты этих опытов (табл. 42) показывают, что эффект упрочнения и пластичность сталей после НТМО с прокаткой выше, чем при деформации образцов растяжением в машине ИМЕТ-4. С повышением обжатия.

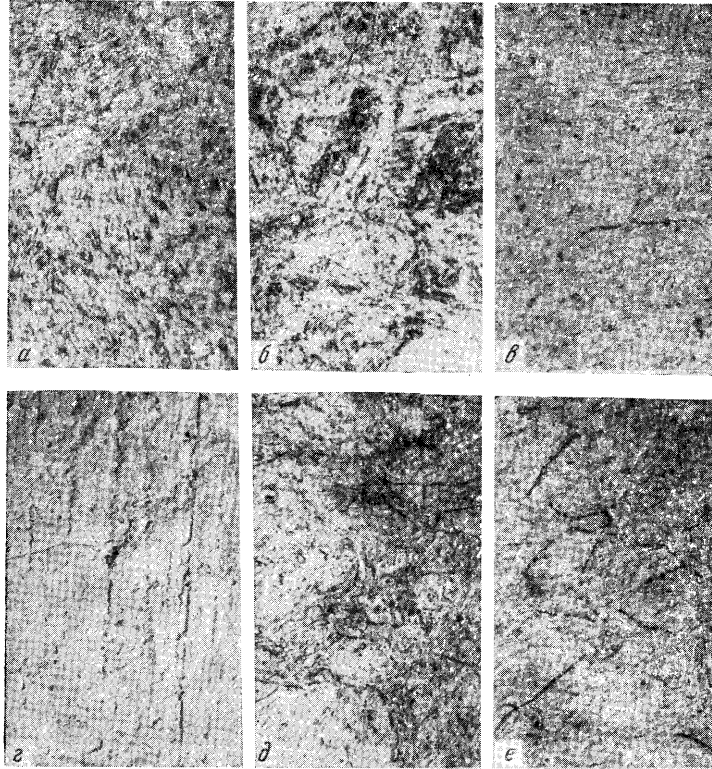


Рис. 165. Микроструктура стали 15X12HMBFA после обычной термообработки и низкотемпературной термомеханической обработки путем прокатки при 500° в процессе непрерывного местного нагрева при степени обжатия 35%:

а — после нормализации 970°, 40 мин и отпуска 500°, 3 час, основной металл ($\times 600$); б — то же, металл сварного шва ($\times 600$); в — после НТМО, основной металл ($\times 600$); г — то же ($\times 24000$); д — то же, с отпуском 500°, 3 час ($\times 600$); е — после НТМО, металл шва ($\times 600$)

от 8—10 до 28—35% степень упрочнения стали 15X12HMBFA увеличивается с 14 до 23%, а стали 30X2ГСНВМ — с 19 до 70%. Максимальная прочность надрезанных образцов первой стали составляет $\sigma_b = 240 \div 215 \text{ кг/мм}^2$ при пластичности $\psi = 32 \div 40\%$, а второй стали — $\sigma_b = 285 \div 300 \text{ кг/мм}^2$ и $\psi = 15 \div 18\%$. После отпуска при 300° эффект упрочнения сохраняется на высоком уровне, после отпуска при 500° он снижается более заметно, однако и в этом случае остается значительно более высоким, чем после обычной закалки и отпуска.

При степенях деформации 18—20% и выше сварные соединения имеют такие же механические свойства, как и основной металл. Практически не наблюдается никакой разницы в свойствах сварного соединения после НТМО в процессе сварки и после НТМО предварительно сваренных соединений. Структура металла шва после НТМО свидетельствует о дроб-

лении кристаллитов и исчезновении непрерывных границ зерен (рис. 165). По размерам мартенситных пластин металл шва не отличается от основного металла. В обоих случаях НТМО приводит к резкому уменьшению мартенситных фрагментов.

Приведенные данные показывают, что НТМО является одним из весьма перспективных путей повышения прочности сварных соединений закаляющихся сталей.

§ 6. Общие критерии выбора режимов и технологии сварки сплавов титана

Принципы выбора технологии и режимов сварки сплавов титана, как и сталей, определяются типом сварной конструкции, ее назначением, условиями работы и характером термической обработки до и после сварки.

В настоящее время титан и его сплавы находят широкое применение для ответственных сварных конструкций, работающих как при повышенных, так и отрицательных температурах в условиях сложного напряженного состояния. В зависимости от назначения к ним предъявляют такие же разнообразные требования, как и для конструкций из сталей повышенной и высокой прочности.

С точки зрения требований к регулированию механических свойств сварных соединений при сварке и последующей термообработке целесообразно рассмотреть два основных случая.

А. Сплавы используются в состоянии после прокатки или отжига. После сварки упрочняющая термообработка не применяется. Для изделий с жесткими соединениями назначается отжиг для снятия напряжений. К этим сплавам относятся технический титан и его α - и $\alpha+\beta$ -сплавы мартенситного класса, упрочнение которых достигается целиком за счет легирования α -твердого раствора. Содержание β -стабилизаторов в этих $\alpha+\beta$ -сплавах ниже или немного выше предела их растворимости в α -фазе (см. группу I на рис. 166).

Структура и свойства сварных соединений этих сплавов целиком определяются процессом сварки. Поэтому основным критерием выбора режимов и технологии сварки является интервал скоростей охлаждения $\Delta W_{\text{онт}}$, в котором степень снижения уровня пластических свойств и ударной вязкости околошовной зоны и шва в сравнении с основным металлом оказывается наименьшей. Если сплавы применяются в деформированном состоянии и после сварки отжигу не подвергаются, то в связи с опасностью резкого разупрочнения дополнительным критерием служит длительность t_p пребывания основного металла выше температуры рекристаллизации обработки в участке зоны термического влияния, нагреваемом до температуры начала $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения (см. рис. 10). При невысоком содержании Al (до 4–4,5%) и β -стабилизаторов не выше предела растворимости в α -фазе эти сплавы имеют достаточно широкий интервал $\Delta W_{\text{онт}}$. Наиболее высокими характеристиками пластичности сварные соединения этих сплавов обладают при средних или относительно высоких скоростях охлаждения, соответствующих режимам аргонодуговой сварки металла средней или малой толщины. При мягких режимах пластичность снижается вследствие роста зерна и перегрева металла в околошовной зоне, а при весьма жестких режимах — за счет образования более резких закалочных α' -структур. Уровень пластических свойств сварных соединений этих сплавов и ширина $\Delta W_{\text{онт}}$ существенно зависят от содержания газов, алюминия, типа и количества β -стабилизаторов. Особенно резко пластичность падает при высоком содержании алюминия (ОТ4-2, АТ6, АТ8).

Б. Сплавы применяются в состоянии после упрочняющей термообработки (закалка и старение). Перед сваркой основной металл подвер-

гают закалке или отжигу, а после сварки закалке и старению. К этой группе относятся либо сплавы с $\alpha + \beta$ -структурой, либо метастабильные β -сплавы.

В этом случае основным критерием выбора режимов и технологии сварки также является интервал $\Delta W_{\text{опт}}$. Однако он назначается не только из целесообразности получения максимальных пластических свойств

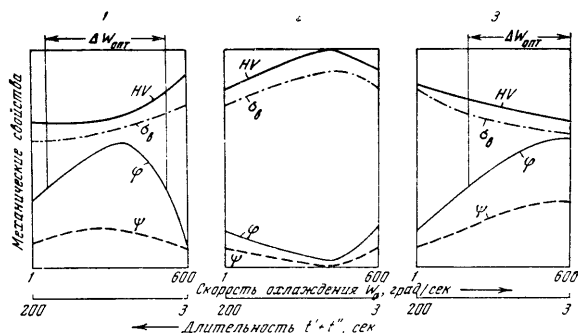


Рис. 166. Влияние длительности $t' + t''$ пребывания выше температуры $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения и последующей скорости охлаждения W_c на механические свойства сплавов титана в околошовной зоне: $\Delta W_{\text{опт}}$ — оптимальный интервал скорости охлаждения при сварке (для отдельных сплавов указан в приложении IV); 1 — сплавы со структурой чистой α' -фазы или с малым количеством ω - и β -фаз (технический титан ВТ1 и ИМН1А), α -сплавы с 3,7% А (ВТ5, ВТ5-1), $\alpha + \beta$ -сплавы (АТ3—АТ8, ОТ4-1, ОТ4-2, ВТ6С); 2 — сплавы со структурой $\alpha + \omega + \beta$ -фаз при малом и среднем количестве β -фазы ($\alpha + \beta$ -сплавы ВТ6, ВТ14(Б), ВТ14(А), ВТ14); 3 — сплавы со структурой $\beta + \alpha' + \alpha$ -фаз при повышенном или высоком содержании β -фазы ($\alpha + \beta$ -сплав ВТ16, метастабильный β -сплав ВТ15)

соединений после сварки за счет благоприятного соотношения структурных составляющих, что необходимо в связи с операциями правки до полной термообработки. В ряде случаев из-за низкой пластичности шва и околошовной зоны после сварки изделия перед правкой приходится подвергать отжигу или закалке в зависимости от состава сплавов. Выбор этого интервала должен быть обоснован также и с точки зрения обеспечения требуемой прочности, пластичности и ряда специальных свойств соединений после закалки и старения. При высоком содержании β -стабилизаторов в сплаве интервал $\Delta W_{\text{опт}}$ следует выбирать так, чтобы развивающаяся в процессе сварки химическая и физическая неоднородность в сварных швах и околошовной зоне была минимальной. Здесь имеются в виду внутрикристаллическая неоднородность в металле шва при кристаллизации, полигонизация металла шва при последующем охлаждении, рост зерна в околошовной зоне, обогащение пограничных областей зерен, субзерен и фрагментов легирующими элементами и другие процессы, приводящие к резкому снижению дисперсности продуктов старения, т. е. выделений α' -фазы и интерметаллических соединений. Кроме того, для получения по возможности равномерных механических свойств во всех участках сварного соединения необходимо ограничивать подстаривание основного металла в процессе сварки в участке зоны термического влияния, который нагревается до температур интенсивного старения. Обычно эти требования выполняются при условии сварки на весьма жестких режимах.

Все сплавы с $\alpha+\beta$ -структурой можно разделить на две основные группы (см. группы 2 и 3 на рис. 166). К сплавам группы 2 относятся $\alpha+\beta$ -сплавы с малым и средним количеством остаточной β -фазы (BT6, BT14(B), BT14(A), BT14). При весьма малом содержании остаточной β -фазы (сплав BT6C) пластические свойства околошовной зоны относительно высокие в широком интервале $\Delta W_{\text{отг}}$. По характеру изменения механических свойств при сварке в зависимости от скорости охлаждения этот сплав правильнее отнести к группе 1 на рис. 166. Однако в сплавах группы 2 содержание β -стабилизирующих легирующих элементов больше, чем в сплаве BT6C. Это приводит к резкому снижению пластических свойств сварных соединений в широком интервале средних скоростей охлаждения вследствие наиболее неблагоприятного соотношения α' -, ω - и β -фаз. Этот интервал зависит от количества β -стабилизаторов. Вне этого интервала пластичность несколько повышается: при малых скоростях охлаждения вследствие снижения количества β -фазы, а при высоких скоростях — наоборот, за счёт ее увеличения. Для правки изделий из этих сплавов после сварки необходим отжиг на α -фазу. После закалки и старения пластичность соединений практически не возрастает.

К сплавам группы 3 относятся высоколегированные $\alpha+\beta$ -сплавы либо с высоким содержанием β -фазы (BT14-1 или BT16), либо со структурой метастабильной β -фазы (BT15). Высокое содержание β -фазы в околошовной зоне и шве обеспечивает высокую пластичность сварных соединений этих сплавов непосредственно после сварки на средних и жестких режимах. Благодаря этому они легко подвергаются правке. У более легированного сплава BT15 $\Delta W_{\text{отг}}$ значительно более широкий, чем у сплава BT16. Вне интервала $\Delta W_{\text{отг}}$ (при малых скоростях охлаждения) пластичность падает из-за появления α' - и α -фаз. Резкое снижение пластичности сварных соединений этих сплавов (особенно BT15) после старения тесно связано с химической и физической неоднородностью.

§ 7. Характеристики свариваемости технического титана

По своей реакции на термический цикл сварки технический титан можно сравнить с углеродистыми и низколегированными сталями. Так же, как и эти стали, титан при сварке склонен к интенсивному росту зерна и закалке в околошовной зоне.

Как было показано в § 3 гл. IV, при сварке титана с высоким содержанием газов основным параметром термического цикла, влияющим на размер зерна, является длительность t' , а с малым содержанием газов — также и t'' . Поэтому при сварке современного технического титана с малым содержанием газов снижать рост зерна целесообразно за счет уменьшения длительности t'' путем использования охлаждающих приспособлений и ограничения погонной энергии дуги.

При оценке свариваемости титана и выборе рациональной технологии и режимов его сварки необходимо учитывать особенности фазовых и структурных превращений в околошовной зоне и их влияние на механические свойства и структуру металла.

Исследования по методике ИМЕТ-1, проведенные автором, Г. В. Назаровым и Т. А. Афмитаевой [72, 248, 165, 167, 164, 283], показали, что на кинетику $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения и структуру α' -фазы наиболее существенное влияние оказывают максимальная температура нагрева T_{max} и скорость охлаждения W_0 в интервале превращения. Повышение T_{max} и W_0 приводит к увеличению твердости α' -фазы. Характер структуры и твердость α' -фазы в околошовной зоне целесообразно регулировать в основном путем изменения скорости охлаждения в интервале $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения. Структура и степень изменения механических свойств

металла в околошовной зоне определяются склонностью титана к закалке, росту зерна и перегреву и зависят от содержания газов в основном металле. Наиболее высокие пластические свойства околошовной зоны технического титана любой чистоты имеют место при средних режимах ($W_0 = 20 \div 60 \text{ град/сек}$, $t' + t'' = 20 \div 10 \text{ сек}$) (см. приложение IV). Относительное снижение пластических свойств в титане с высоким содержанием газов (ИМП-1А(1) и ИМП1А) происходит более резко при жестких режимах вследствие повышенной склонности к закалке, а в титане с низким содержанием газов (ВТ1), наоборот, — при мягких режимах из-за более интенсивного роста зерна (рис. 167). Однако абсолютные значения показателей пластичности в загрязненном титане остаются значительно более низкими во всем исследованном интервале изменения параметров термического цикла (W_0 от 1 до 500 град/сек и $t' + t''$ соответственно от 200 до 3 сек), в частности и при мягких режимах. Падение прочности с уменьшением W_0 и увеличением $t' + t''$ в этих пределах также более ярко выражено в загрязненном титане. Это указывает на повышение склонности титана к перегреву с ростом содержания кислорода и азота.

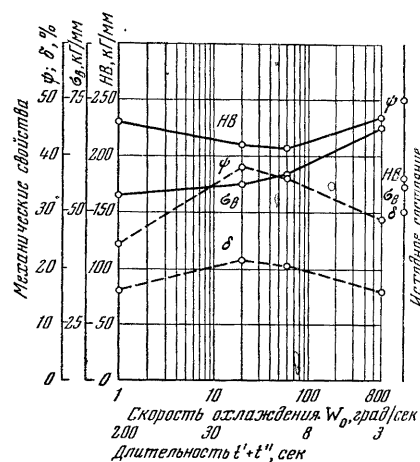


Рис. 167. Изменение механических свойств технического титана ВТ1 в околошовной зоне в зависимости от скорости охлаждения W_0 при температуре $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения и от длительности $t' + t''$ пребывания металла выше этой температуры (методика ИМЕТ-1)

висящие от чистоты металла по газам: для ИМП-1А(1) этот интервал составляет 10—100 град/сек, для ИМП-1А — 4—150 град/сек, для ВТ1Д ($O+N=0,3\%$) — 10—100 град/сек и для ВТ1 — 3—400 град/сек. Эти интервалы соответствуют реальным условиям однопроходной дуговой сварки титана толщиной от 0,8—1 до 10—25 мм.

Чем меньше содержание в титане газов, тем менее значительным оказывается снижение пластичности металла в околошовной зоне по сравнению с основным металлом. Например, при скорости охлаждения 60 град/сек относительное сужение по сравнению с основным металлом снижается для ИМП-1А(1) ($O+N=0,35\%$) от 35 до 7,5%, для ИМП-1А ($O+N=0,25\%$) — от 44 до 22,5% и для ВТ1 ($O+N=0,18\%$) — от 50 до 36%.

Проверка влияния чистоты основного металла и аргона по кислороду и азоту на механические свойства сварных соединений титана ВТ1 показала, что угол изгиба сварного соединения, выполненного на листе толщиной 1,5 мм в чистом аргоне вольфрамовым электродом без присадочного металла, снижается с 180 до 100° при повышении содержания кислорода в основном металле от 0,15 до 0,3%. Повышение суммарного содержания кислорода и азота в основном металле с 0,17 до 0,57% снижает угол изгиба сварного соединения со 180 до 15°.

Использование аргона с содержанием около 0,3% примесей допустимо только при сварке весьма пластичного титана. Для сварки титана с повышенным содержанием газов или в случае, когда к пластичности сварных соединений чистого титана предъявляются повышенные требования, содержание примесей в аргоне не должно превышать 0,02% (аргон первого состава).

На основании рассмотренного влияния газов на свойства сварных соединений технического титана, а также на образование в них пор и холодных трещин (см. § 6 и 7 гл. VI) можно установить следующие допустимые пределы содержания газов в основном металле: азот — 0,04%, кислород — 0,15% и водород — 0,005—0,008%.

§ 8. Характеристики свариваемости альфа- и альфа+бета-сплавов титана мартенситного класса

При современном развитии производства титана и повышенных требованиях к сварным конструкциям использование технического титана ограничивается его относительно невысокой прочностью и малой теплоустойчивостью. Поэтому разработка хорошо сваривающихся титановых сплавов является одной из важных проблем в области металлургии и металлостроения титана. Создание новых сплавов титана требует широкого исследования влияния легирующих элементов на свариваемость сплавов.

Влияние процесса сварки на структуру и свойства сплавов титана зависит от типа сплава (α - или $\alpha+\beta$ -сплавы), а также вида и количества α - и β -стабилизирующих элементов. Нами было показано, что механические свойства сварных соединений α -сплавов близки к свойствам основного металла. Сварные соединения $\alpha+\beta$ -сплавов имеют пониженную пластичность по сравнению с основным металлом, причем особенно резко она снижается с увеличением количества β -стабилизирующих элементов выше определенного предела. Влияние легирующих элементов на свойства сварных соединений сплавов титана изучалось многими зарубежными и советскими исследователями. Подробный анализ большинства этих работ, а также ряда исследований автора был приведен в обзоре [164] и монографии [72].

В первые годы создания свариваемых сплавов титана в СССР исследования были начаты на сплавах с повышенным содержанием газов (на основе титана ИМП-1А). Затем они систематически продолжались на более чистых сплавах, полученных методом двойного вакуумного переплава (на основе титана ВТ1).

Уже ранние исследования влияния отдельных легирующих элементов на пластические свойства сварных соединений показали, что в зависимости от типа легирующего элемента сплавы титана при сварке обладают различной склонностью к закалке. Так, по данным автора и Г. В. Назарова [248, 283], при легировании технического титана ИМП-1А одинаковым количеством алюминия, ванадия или марганца угол изгиба сварных соединений на листах толщиной 1,5 мм по сравнению с основным металлом снижается: на сплаве Ti—3%Al с 120 до 60—70°, на сплаве Ti—3%V с 180 до 35—40° и на сплаве Ti—3%Mn с 180 до 10—15°. При дополнительном легировании сплава Ti—3%Al ванадием (2%) угол изгиба снижается до 35—45°, марганцем (2%) — до 25—30° и железом (1,5%) — до 20—30° (табл. 43).

Исследования по методике ИМЕТ-1 влияния скорости охлаждения W_0 и длительности $t'+t''$ на свойства околошовной зоны на сплавах Ti—3%Al, Ti—3%W и Ti—3%Mn на основе титана ИМП-1А показали, что самые высокие пластические свойства и широкий интервал скоростей охлаждения $\Delta W_{\text{отр}}$, в котором они сохраняются, имеет сплав, легированный алюминием. Наиболее резко снижает пластичность и сокращает

Т а б л и ц а 43

Свойства сварных соединений некоторых сплавов титана, полученных методом порошковой металлургии на основе ИМП-1А

Состав сплава, %	Предел прочности сварного соединения, σ_b , кг/мм ²	Угол изгиба α , град	
		основной металл	сварное соединение
Ti—3Al	73—74	120	60—70
Ti—3V	80—82	180	35—40
Ti—3Mn	90—92	180	10—15
Ti—3Al—2V	90	80	35—45
Ti—3Al—2Mn	110—111	80	25—30
Ti—3Al—1,5Fe	110—115	140—180	20—30
Ti—3Al—1V—1Mn	100	60—70	40—45
Ti—3Al—2V—0,5Fe	76—80	60—70	30—35

Примечание. Радиус оправки при испытании на изгиб равен двум толщинам металла; разрыв сварных образцов при растяжении происходил по основному металлу; сварку вели вольфрамовым электродом без присадочного металла в аргоне, содержащем 0,23% N и 0,05% O.

$\Delta W_{\text{отт}}$ марганец. Вольфрам занимает промежуточное положение. Ограничение интервала $\Delta W_{\text{отт}}$ происходит главным образом со стороны верхнего предела скоростей, что указывает на повышение склонности к закалке при легировании вольфрамом и особенно марганцем (см. приложение IV). Таким образом, элементы с весьма ограниченной растворимостью в α -фазе, образующие сплавы с эвтектичным превращением и интерметаллическими соединениями (Fe, Cr, Mn), более резко повышают склонность сплавов титана к закалке при сварке, чем элементы, образующие только ограниченные твердые растворы в α - и непрерывные — в β -фазе (Mo, V).

Леглирующие элементы по убывающей степени влияния на снижение пластичности сварных соединений располагаются в следующем порядке: Fe, Cr, Mn, W, Mo, V, Nb, Sn и Al.

Комплексно легированные сплавы системы Ti—Al с малыми добавками нескольких β -стабилизирующих элементов, например V и Mn или V и Fe, дают несколько больший угол изгиба, чем сплавы с дополнительным легированием одним β -стабилизирующим элементом в том же количестве (см. табл. 43). При комплексном легировании удовлетворительную пластичность сварных соединений без последующей термообработки на α - β -сплавах можно получить при суммарном содержании β -стабилизирующих элементов не более 2—3%.

Для характеристики свариваемости сплавов титана еще в большей степени, чем для технического титана, важно знать склонность к росту зерна и закалке. Как было показано в § 13 гл. IV, склонность сплавов титана к росту зерна зависит от содержания и типа леглирующих элементов. Исследованные сплавы титана по снижению склонности к росту зерна располагаются в следующем порядке: OT4, BT5, AT4H, AT3, AT4C, AT4B. Так, при нагреве до 1550—1600° за 5—5,5 сек средний диаметр зерна этих сплавов в околосшовной зоне составляет: OT4 — 0,4 мм, BT5 — 0,29, AT4H — 0,22, AT3 — 0,18, AT4C — 0,18, AT4B — 0,1 мм. Многокомпонентные сплавы AT3 и AT4, модифицированные бором, значительно менее склонны к росту зерна, чем сплав OT4. Наиболее интенсивный рост зерна в процессе охлаждения околосшовной зоны для большинства сплавов наблюдается с увеличением длительности t'' с 4—5 до 15—20 сек.

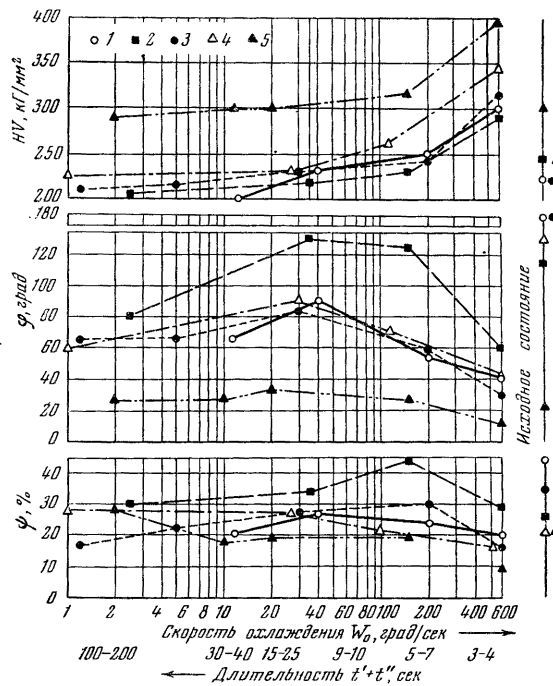


Рис. 168. Влияние длительности $t' + t''$ пребывания выше температуры $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения и скорости W_0 последующего охлаждения (при $1000-900^\circ$) на механические свойства околошовной зоны сплавов титана системы Ti — Al — Mn (методика ИМЕТ-1):

№ кривой . . .	1	2	3	4	5
Марка . . .	OT4-1	OT4(A)	OT4(B)	OT4(B)	OT4-2
Al, % . . .	1,59	2,8	3,0	3,0	7,5
Mn, % . . .	1,07	1,2	1,8	2,0	4,5

Чувствительность сплавов титана к закалке, росту зерна и перегреву существенно зависит от системы легирования. α' -сплавы титана с 3—5% Al (сплавы Ti—3%Al, Ti—3,7%Al, BT5) мало чувствительны к изменению параметров термического цикла и режимов сварки (см. приложение IV), что обусловлено снижением склонности к резкой закалке и особенно к росту зерна. Снижение показателей пластичности металла в околошовной зоне по сравнению с основным металлом примерно такое же, как и при сварке технического титана. При весьма медленном охлаждении наблюдается разупрочнение околошовной зоны: на сплаве Ti—3% Al прочность по сравнению с прокатным основным металлом снижается с 95 до 75 кг/мм^2 , на сплаве Ti—3,7% Al уменьшается с 99 до 88 и на сплаве BT5 — с 115 до 80 кг/мм^2 .

$\alpha + \beta$ -сплавы мартенситного класса системы Ti—Al—Mn (рис. 168) проявляют заметную склонность к закалке, которая тем резче, чем выше в них содержание Mn. Это приводит к ограничению оптимального интервала ΔW_{opt} главным образом за счет высоких скоростей охлаждения.

Например, у сплава ОТ4 с 2,8% Al и 1,2% Mn он составляет 2,5—400 град/сек, а с 3% Al и 2 Mn — 7—70 град/сек. Однако уровень пластических свойств металла околошовной зоны сплава ОТ4 с 2,8 % Al и 1,2% Mn оказывается значительно более высоким, чем у α -сплава с 3,7% Al, особенно при средних скоростях охлаждения, а прочность примерно равная. С увеличением содержания Mn до 1,8—2% пластичность у сплава ОТ4 снижается до уровня сплава Ti—3,7% Al, но при значительно более высокой прочности. Степень разупрочнения прокатанного основного металла в околошовной зоне становится меньше.

Уменьшение содержания Al с 2,8—3 до 1,59% при практически одинаковом количестве Mn (1,2—1,07%) сказывается отрицательно как на пластических, так и прочностных свойствах околошовной зоны. Пластические свойства сплава ОТ4-1 (1,59% Al — 1,07% Mn) при средних режимах ($W_0=20-100$ град/сек) на 25—30%, а прочность на 10—15% ниже, чем у сплава ОТ4 (2,8% Al — 1,2% Mn). Снижение содержания Al в этих пределах повышает склонность сплава к росту зерна и в связи с этим к более резкому падению пластичности при мягких режимах.

Повышение содержания Al до 7,5% при 1,5 Mn приводит к недопустимо резкому снижению пластичности во всем интервале скоростей охлаждения (сплав ОТ4-2). При этом как и α -сплавы с повышенным содержанием Al (BT5), сплав ОТ4-2 слабо реагирует на изменение параметров термического цикла околошовной зоны. Таким образом, в мартенситных сплавах системы Ti—Al—Mn наиболее благоприятное сочетание механических свойств обеспечивается при 3% Al и 1—1,2% Mn.

Еще более благоприятные результаты удается получить при комплексном легировании титана алюминием и несколькими β -стабилизирующими элементами. Этот путь был использован И. И. Корниловым [286] при разработке одной из жаропрочных шестикомпонентных систем типа Ti—Al—Cr—Fe—Si—B. С технико-экономической точки зрения эти легирующие элементы являются наиболее целесообразными вследствие невысокой стоимости и сравнительной простоты введения их в сплавы. На основе этой системы были разработаны составы титановых сплавов марок AT3, AT4, AT6 и AT8. Эти сплавы отличаются пределами содер-

Т а б л и ц а 44

Механические свойства основного металла и сварных соединений сплавов AT3, AT4, AT6 и AT8

Марка сплава	Состав, %		Предел прочности σ_b , кг/мм ²		Угол изгиба φ , град		Ударная вязкость $\sigma_{\text{н}}$, кг/м.см ²		Твердость HV ($P=10$ кг)	
	Al	С, Cr, Fe, Si, В	основной металл	сварное соединение	основной металл	сварное соединение	основной металл	металл шва	основной металл	околошовная зона
AT3H	2,68	0,87	78—84	77—80	180—170	180—170	8—8,5	4—5	285	310—320
AT3C	3,02	1,59	100—104	93—95	45—65	95—110	5,5—6,5	3,5—4,3	330—335	345—350
AT3B	3,42	2,28	103—108	108	40—50	55—65	2,8—3,2	1,9—2,1	345	360—365
AT4H	4,05	0,63	96—98	88—95	105—155	120—125	13,5	4,5—6	280—285	305—310
AT4C	4,32	1,28	98—101	96—99	55—65	80—83	5—8	4,8—5,5	310—315	335—340
AT4B	5,22	2,74	123—127	113—123	8—15	55—60	3—4,5	1,9—2,8	335—350	360—365
AT6C	6,02	1,40	110—115	108—111	25—40	50—55	7,5	2,8—3,1	330—340	355—360
AT6B	6,49	2,35	133—134	120—122	20—25	40—45	—	1,6—2	400—435	410—415
AT8H	7,07	0,73	101—102	100—102	30—45	50—63	6,5—7	1,5—2,5	335	350—355
AT8C	7,18	1,38	125—126	120—120	15—30	25—35	3,5—4,5	0,9—1,2	395—410	425—430

Примечание. Основной металл был в состоянии после прокатки и травления, толщина 3 мм; буквы H, C и B в марках сплавов обозначены соответственно нижнее, среднее и верхнее содержание β -стабилизирующих элементов (Fe, Cr), а также Si и B (см. приложение II); разрыв сварных соединений, как правило, происходил по основному металлу в зоне разупрочнения; испытания на изгиб проводились с радиусом оправки 6 мм.

жания алюминия при практически одинаковых пределах легирования остальными элементами. Они превосходят многие известные промышленные сплавы по удельной прочности при высокой температуре.

Сплавы были предложены в сравнительно широком диапазоне изменения содержания Al и β -стабилизирующих элементов. Поэтому автором и Г. В. Назаровым [206, 207, 284] была исследована свариваемость этих сплавов с целью уточнения пределов их легирования, обеспечивающих удовлетворительные свойства сварных соединений. Сварку листов толщиной 3 мм производили вольфрамовым электродом без присадочного металла и без разделки кромок в аргоне I состава (азот — 0,01% и кислород — менее 0,01%) на весу с защитой обратной стороны шва аргном. Сравнительные данные по свойствам основного металла и сварных соединений приведены в табл. 44 и на рис. 169.

В сплавах этой системы при содержании β -стабилизирующих элементов на нижнем пределе (0,63—

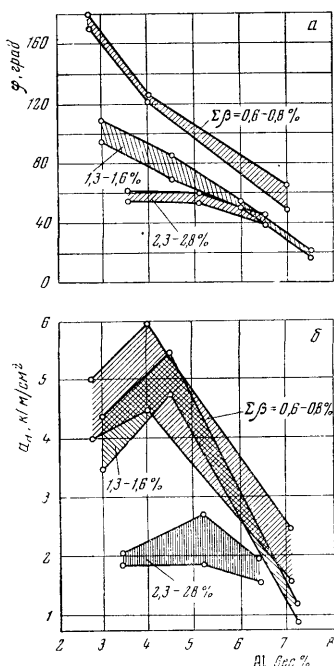


Рис. 169. Влияние содержания алюминия на угол изгиба φ сварных соединений и ударную вязкость α_u металла шва шестикомпонентных сплавов АТЗ—АТ8 при различном уровне содержания β -стабилизирующих элементов Cr, Fe, а также Si и V (содержание Cr, Fe, Si и V условно обозначено $\Sigma\beta$; полный состав см. в приложении II)

приводит к снижению угла изгиба со 170—180 до 50—65°. Ударная вязкость металла шва при этом сначала возрастает с 4—5 до 4,5—6 кг/см^2 (с увеличением алюминия до 4%) и затем резко падает до 1,5—2,5 кг/см^2 . При среднем содержании β -стабилизирующих элементов (1,28—1,59% — на пределе максимальной растворимости в α -фазе) с увеличением алюминия с 3 до 7,2% угол изгиба снижается с 95—100 до 80°. Ударная вязкость металла сварного шва сначала возрастает от 3,5—4,5 до 4,8—5,5 кг/см^2 (с увеличением алюминия до 4,5%), а затем резко падает до 1 кг/см^2 . При содержании β -стабилизирующих элементов на верхнем пределе (2,28—2,74%) с увеличением содержания алюминия с 3,5 до

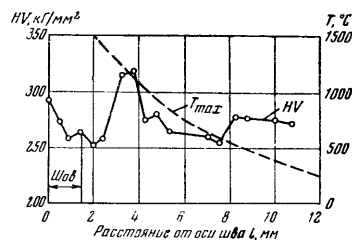


Рис. 170. Распределение поперек шва твердости HV и максимальных температур T_{max} в сварном соединении сплава АТЗН толщиной 3 мм при аргонодуговой сварке вольфрамовым электродом

0,87% — ниже максимальной растворимости в α -фазе титана) увеличение содержания алюминия с 2,7 до 7,0%

6,5% угол изгиба падает с 65—55 до 40—45°, а ударная вязкость металла сварного шва остается в пределах 1,5—2,5 $\kappa\Gamma/\text{м}\cdot\text{м}^2$.

Сравнение твердости и прочности прокатанного основного металла и сварных соединений показало, что почти на всех сплавах вследствие кристаллизации обработки α -фазы наблюдается разупрочнение в участке зоны термического влияния, нагреваемом в процессе сварки до $T_{\text{max}} = 750—550^\circ$. Твердость мелкозернистого участка зоны полной перекристаллизации ($T_{\text{max}} = 1100—1300^\circ$) выше твердости шва и основного металла. Уровень твердости в околосшовной зоне ($T_{\text{max}} > 1300^\circ$) несколько ниже, чем в шве, но практически такой же, как в участке разупрочнения зоны термического влияния (рис. 170). Степень разупрочнения не превышает 5—10%, что не выше, чем разупрочнение при сварке технического титана и известных α -сплавов титана.

В наименьшей степени снижают пластические свойства при сварке сплавы, содержащие около 3,5—4,5% Al и β -стабилизирующих элементов от нижнего предела до среднего содержания. При сварке сплавов такого состава без присадочного металла обеспечивается наиболее высокая ударная вязкость металла сварного шва (5,4—6 $\kappa\Gamma/\text{м}\cdot\text{м}^2$). Сплавы этой системы обладают вполне удовлетворительной свариваемостью при прочности основного металла после прокатки не более 95—105 $\kappa\Gamma/\text{м}\cdot\text{м}^2$.

Сплавы AT3 и AT4 обладают вполне удовлетворительной свариваемостью при содержании β -стабилизирующих элементов до предела максимальной растворимости в α -фазе. Сплав AT6 обладает удовлетворительной свариваемостью при меньшем содержании β -стабилизирующих элементов. Сплав AT8 ограниченно сваривается. При сварке AT4—AT8 пластичность и ударная вязкость металла сварного шва значительно повышаются при использовании присадочного металла с более низким содержанием легирующих элементов (табл. 45).

Т а б л и ц а 45

Ударная вязкость a_u ($\kappa\Gamma/\text{м}\cdot\text{м}^2$) сварных швов на сплавах AT4С и AT6С в сравнении с основным металлом

Марка основного металла	Основной металл	Металл шва		
		Присадка из основного металла	Присадка (50% ВТ1 и 50% ОТ4)	Присадка из сплава AT4Н
AT4С	$\frac{3,9—5,1}{4,6}$	—	$\frac{7,0—8,2}{7,5}$	—
AT6С	$\frac{4,6—5,0}{4,8}$	$\frac{1,9—2,4}{2,2}$	—	$\frac{3,6—3,8}{3,7}$

П р и м е ч а н и е. Сварка с крестообразной разделкой кромок в четыре слоя в аргоне вольфрамовым электродом, толщина листов 9 мм.

При сварке сплава AT4С с присадкой из ВТ1 и ОТ4 ударная вязкость металла шва повышается до 7,5 $\kappa\Gamma/\text{м}\cdot\text{м}^2$. Использование при сварке

сплава АТ6С присадки из сплава с более низким содержанием легирующих элементов (АТ4Н) позволяет сохранить ударную вязкость сварного шва примерно на уровне основного металла. При этом прочность сварного соединения, проверенная на круглых гагаринских образцах, составляет 87—90% прочности основного металла (соответственно 96—100 и 110 кг/мм²), а относительное сужение сохраняется на уровне для основного металла (26—32%).

Влияние параметров термического цикла сварки на свойства металла околошовной зоны сплавов АТ3Н, АТ3С, АТ3В, АТ4Н, АТ4С, АТ4В и АТ8Н (см. в приложении IV). Характер изменения механических свойств околошовной зоны этих сплавов показывает, что с увеличением содержания β-стабилизирующих элементов значительно повышается склонность сплавов к закалке. В сплавах, содержащих 2,7—3,4% Al изменение содержания β-стабилизирующих элементов от нижнего до верхнего пределов приводит к снижению относительного удлинения металла околошовной зоны при закалке в воду ($W_0=600$ град/сек) с 11 до 3%, а в сплавах, содержащих 4—5,2% Al, с 17 до 0%. При этом твердость соответственно повышается с 250 до 430 и с 300 до 475 НВ. При содержании около 2% β-стабилизирующих элементов пластические свойства

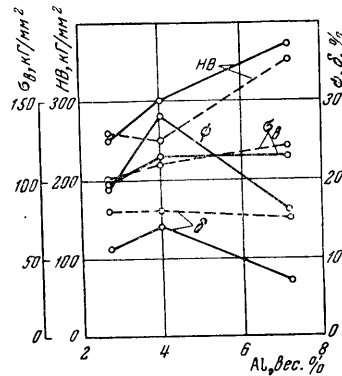


Рис. 171. Влияние содержания алюминия в сплавах АТ3—АТ8 с содержанием β-стабилизирующих элементов на нижнем пределе (0,63—0,87%) на механические свойства образцов ИМЕТ-1, охлажденных в воде с 1600—1650° в сравнении с их исходным состоянием (штриховые линии)

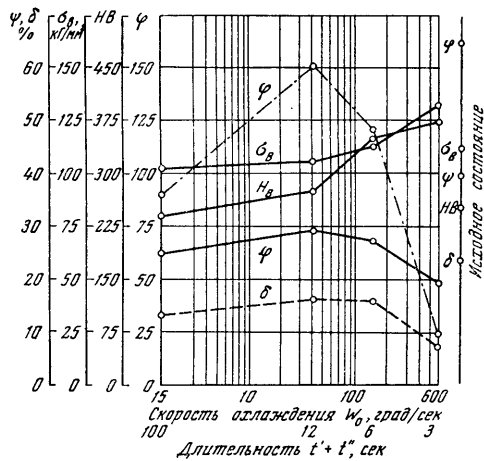


Рис. 172. Влияние скорости охлаждения W_0 и длительности $t' + t''$ на механические свойства околошовной зоны сплава АТ3С (методика ИМЕТ)1

металла околошовной зоны при охлаждении в воде оказываются низкими.

Сплавы, содержащие Cr, Fe и Si ниже их максимальной растворимости в α-фазе, значительно изменяют свойства металла околошовной зоны в весьма широком диапазоне изменения параметров термического цикла сварки. При содержании алюминия в сплаве около 4% (АТ4Н) пластичность околошовной зоны в интервале скоростей охлаждения 40—600 град/сек несколько выше, чем у металла в исходном состоянии после прокатки. С уменьшением, а особенно с увеличе-

нием содержания алюминия происходит значительное снижение пластических свойств металла в околошовной зоне. Это связано с изменением характера строения α' -фазы. По сравнению с техническим титаном сплавы титана с 3—4% Al имеют более тонкую, мелкошольчатую α' -фазу. При высоком содержании алюминия (6,5—8%) α' -фаза приобретает

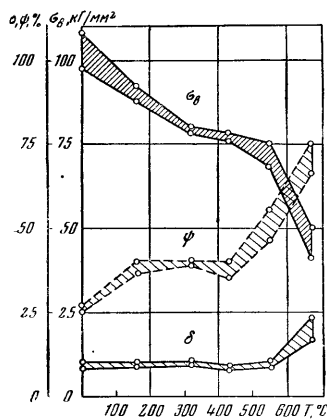


Рис. 173. Влияние температуры на механические свойства сварного соединения сплава AT4 толщиной 1 мм (образцы вырезали поперек шва)

грубое, крупношольчатое крестообразное строение. Возможно также появление и α_2 -фазы.

Сплавы с малым количеством β -стабилизирующих элементов практически не склонны к закалке, но обладают некоторой склонностью к перегреву. Увеличение содержания алюминия с 2,7 до 7,1% не приводит к упрочнению металла в околошовной зоне в условиях закалки по сравнению с исходным состоянием (рис. 171). При медленном охлаждении ($W_0=1 \div 2$ град/сек) на всех трех сплавах наблюдается снижение пластических свойств по сравнению с интервалом скоростей охлаждения 40—600 град/сек. Относительное сужение падает в сплаве AT3H с 19—25 до 10,5%, в сплаве AT4H с 26—31 до 20% и в сплаве AT8H — с 16—17 до 15%. Эти данные были подтверждены в исследованиях С. М. Гуревича [287], который выявил заметное снижение пластических свойств и ударной вязкости околошовной зоны и металла шва при автоматической сварке под

флюсом и при электрошлаковой сварке сплавов AT3—AT8 средней и большой толщины.

При содержании Cr, Fe и Si на пределе максимальной растворимости в α -фазе или незначительно выше этого предела сплавы становятся склонными к закалке и перегреву в условиях сварки. Для этих сплавов выявляется оптимальный интервал скорости охлаждения, в котором свойства околошовной зоны в наименьшей степени отличаются от свойств основного металла. Для сплава AT3C этот интервал составляет 8—150 град/сек (рис. 172), для сплава AT4C — 5—120 град/сек.

Сплавы становятся весьма склонными к закалке в околошовной зоне при содержании β -стабилизирующих элементов значительно выше предела их растворимости в α -фазе титана. Оптимальный интервал скорости охлаждения для этих сплавов значительно сокращается и равен для сплава AT3B 2—100 и для сплава AT4B 20—75 град/сек.

На основе результатов этих исследований для использования в промышленности были рекомендованы два хорошо сваривающихся сплава AT3 и AT4, в которых верхний предел содержания β -стабилизирующих элементов (Cr, Fe) и Si лишь немного выше максимальной растворимости их в α -фазе (1,3—1,6%). Сплав AT3 обладает рядом преимуществ в сравнении с промышленным сплавом OT4. Сварные соединения его более пластичны несмотря на несколько повышенную прочность. Сплав AT4 еще прочнее, но по пластическим свойствам сварных соединений близок к сплаву OT4. По свойствам при высоких температурах сплавы AT3 и AT4 пока не имеют себе равных среди α - и $\alpha+\beta$ -сплавов мартенситного класса. Прочность сварных соединений сохраняется высокой вплоть до 500—550° (рис. 173) и не ниже, чем у основного металла.

§ 9. Характеристики свариваемости сплавов титана с альфа+бета-структурой

К числу отечественных опытных и промышленных сплавов, подвергаемых упрочняющей термообработке, относятся сплавы следующих систем: Ti—Al—V (BT6С, BT6); Ti—Al—Mo—V (BT14А, BT14Б); Ti—Al—Mo (BT14, BT16) и Ti—Al—Cr—Mo (BT15).

Характер изменения механических свойств в околошовной зоне этих сплавов приведен на рис. 166. Структура сплавов с относительно малым содержанием β -стабилизирующих элементов BT6С (4,56% Al — 3,36% V), BT6 (6% Al — 4% V) и BT14Б (4,05% Al — 2,8% Mo — 0,88% V) представляет в основном α' -фазу с весьма ограниченным (BT6С) или небольшим (BT6 и BT14Б) количеством остаточной β -фазы (до 10%). Как было показано в § 7 гл. V, в условиях непрерывного охлаждения при сварке в них обнаруживается при дилатометрических исследованиях также слабый объемный эффект $\beta \rightarrow \omega$ -превращения (см. рис. 115 и 117). Как и у $\alpha + \beta$ -сплавов с чисто мартенситной структурой, у этих гетерофазных сплавов выявляются оптимальные интервалы скоростей охлаждения ΔW_{opt} , в которых пластические свойства околошовной зоны повышаются. Для менее легированного сплава BT6С ΔW_{opt} располагается при средних скоростях (6—150 град/сек), а для более легированных сплавов BT14Б и BT6 — при малых скоростях; BT14Б — 3—12, BT6 — 2—40 град/сек (рис. 174). С увеличением скорости охлаждения вне этих пределов пластичность снижается, а твердость и прочность возрастают в основном вследствие более резкой закалки на α' -фазу, а возможно, и в связи с появлением небольших количеств α'' - и ω -фаз.

Для сплавов со средним содержанием Mo и V BT14А (4,1% Al — 3,23% Mo — 1,16% V) и BT14 (4,5% Al — 3,5% Mo) характерно наличие двух интервалов ΔW_{opt} , в которых наблюдается повышение пластических свойств. Первый интервал, как и у сплава BT14Б, располагается в области относительно малых скоростей охлаждения (BT14А — 2—15, BT14 — 1—8 град/сек), а второй — в области весьма высоких скоростей (BT14А — 300—600, BT14 — 400—600 град/сек). Между этими интервалами твердость и прочность наиболее высокие, а пластические свойства низкие вследствие резкой закалки на α' -фазу, а также неблагоприятного количественного соотношения α' -, β - и ω -фаз. Повышение пластических свойств при высоких скоростях охлаждения обусловлено заметным увеличением количества остаточной β -фазы. Таким образом, в области режимов сварки листов малой и средней толщины обеспечить достаточную пластичность околошовной зоны на этих сплавах не удастся.

У высоколегированных сплавов BT16 (2,62% Al — 7,5% Mo) и BT15 (3,5% Al — 11% Cr — 7,5% Mo) в околошовной зоне сохраняется большое количество остаточной β -фазы. При высоких скоростях охлаждения ($W_0 > 60$ —100 град/сек) околошовная зона сплава BT16 имеет структуру $\beta + \alpha'$ -фаз со значительно более высоким содержанием β -фазы, чем у сплавов предыдущей группы (см. рис. 120). У сплава BT15 структура представляет собой почти чистую β -фазу (см. рис. 117 и 122). Поэтому у обоих сплавов пластичность околошовной зоны и шва непосредственно после сварки высокая. Оптимальные интервалы ΔW_{opt} соответственно составляют 60—600 и 6—600 град/сек. С понижением скорости охлаждения внутри и вне этих интервалов в структуре сплава BT15 появляются α' - и α -фазы, а в сплаве BT16 происходит непрерывное увеличение количества этих фаз. В связи с этим пластичность снижается, а показатели прочности возрастают. Особенно резко эта тенденция выражена у менее легированного сплава BT16 (см. рис. 174).

С точки зрения обеспечения удовлетворительных пластических свойств сварных соединений непосредственно после сварки, что является необ-

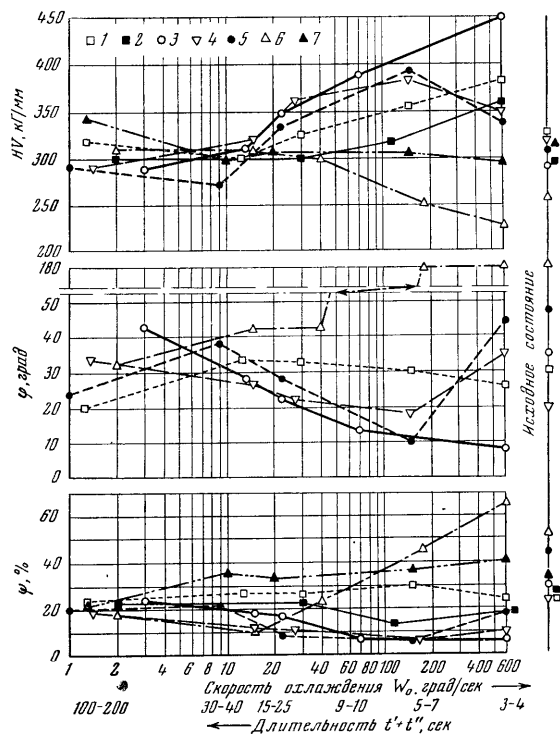


Рис. 174. Влияние длительности t' и t'' пребывания выше температуры $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения и скорости W_0 последующего охлаждения (при $1000-900^\circ$) на механические свойства околошовной зоны сплавов титана систем $Ti-Al-V$, $Ti-Al-Mo$, $Ti-Al-Mo-V$ и $Ti-Al-Mo-Cr$:

№ кривой . .	1	2	3	4	5	6	7
Марка . . .	BT6C	BT6	BT14(B)	BT14	BT14(A)	BT16	BT15
Al, % . . .	4,56	6,0	4,05	4,5	4,1	2,62	3,5
Mo, % . . .	—	—	2,8	3,5	3,23	7,5	7,5
V, % . . .	3,36	4,0	0,88	—	1,16	—	—
Cr, % . . .	—	—	—	—	—	—	11,0

ходимым условием в связи с операциями правки, предпочтение следует отдать сплавам BT6C, BT16 и BT15. Изделия из сплавов BT6 и типа BT14, как правило, необходимо подвергать отжигу на α -фазу. Однако при отсутствии крупногабаритного вакуумного печного оборудования каждая дополнительная операция высокотемпературной термобработки нежелательна из-за насыщения металла газами.

Последующая термообработка (закалка и старение) сварных соединений сплавов BT6 и типа BT14 обычно не повышает пластичности. Например, после закалки $850^\circ - 15 \text{ мин}$ в воду и старения $500^\circ - 16 \text{ час}$ механические свойства околошовной зоны сплава BT14 (на образцах ИМЕТ-1) практически мало зависят от параметров термического цикла

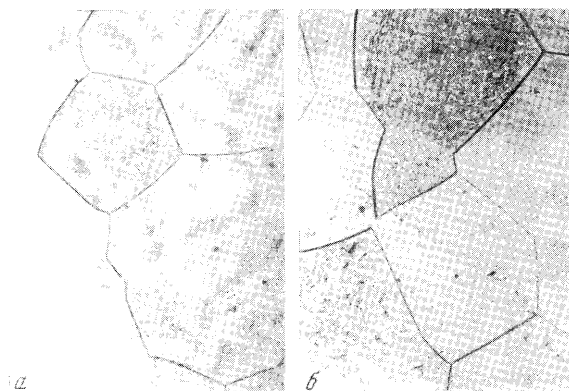


Рис. 175. Частичный распад β -фазы в металле шва и в околошовной зоне сплава ВТ15 после сварки ($\times 200$):

а — металл шва у границы соединения с основным металлом; б — околошовная зона

сварки ($W_0 = 15-150$ град/сек; $t' + t'' = 30-7$ сек) и составляют: $\sigma_b = 130-137$ кг/мм², $\psi = 9-11\%$; $\delta = 6-7\%$; $\varphi = 19-21$ град (свойства до термообработки указаны в приложении IV). Низкие пластические свойства околошовной зоны обусловлены крупнозернистой структурой и заметной неоднородностью распределения Mo в пределах отдельных зерен. В сплаве ВТ14 молибден, так же как и ванадий в сплаве ВТ6, мигрирует к границам зерен и образует участки обогащенной β -фазы. При старении это способствует сближению степени дисперсности продуктов распада и неравномерности их распределения.

Еще более четко влияние химической и физической неоднородности при сварке и последующей термообработке на структуру и свойства сварных соединений и различных их участков обнаруживается в более легированных сплавах титана. С этой точки зрения особый интерес представляет анализ характера изменения структуры и свойств соединений сплава ВТ15. С этой целью автором, И. Ф. Сурковой, Г. Е. Каиновой, Б. А. Смирновым и В. Н. Мещеряковым были исследованы сварные соединения сплава ВТ15 состава: 3,5% Al, 7,0% Mo, 9,1% Cr, 0,14% O, 0,048% N и 0,007% H. Листы толщиной 2,5 мм, плакированные тонким слоем технического титана ВТ1, сваривали в два прохода вольфрамовым электродом в аргоне 1-го состава без присадочной проволоки. Структуру и свойства (при испытании на растяжение) изучали в трех состояниях: 1) после сварки; 2) после сварки и закалки в воду ($800^\circ - 10$ мин); 3) после сварки, закалки и старения ($450^\circ - 20$ час и $560^\circ - 15$ мин, охлаждение на воздухе).

Исследования микроструктуры сварных соединений в состоянии непосредственно после сварки показали, что в термически нестабильных зернах околошовной зоны и в металле шва наблюдается частичный распад β -фазы. Распад приводит к грубым выделениям α -фазы (рис. 175). Наиболее резко внутрикристаллическая неоднородность выявляется в металле шва, который имеет дендритное строение с четкими вторичными границами, образовавшимися в результате полигонизации литого металла.

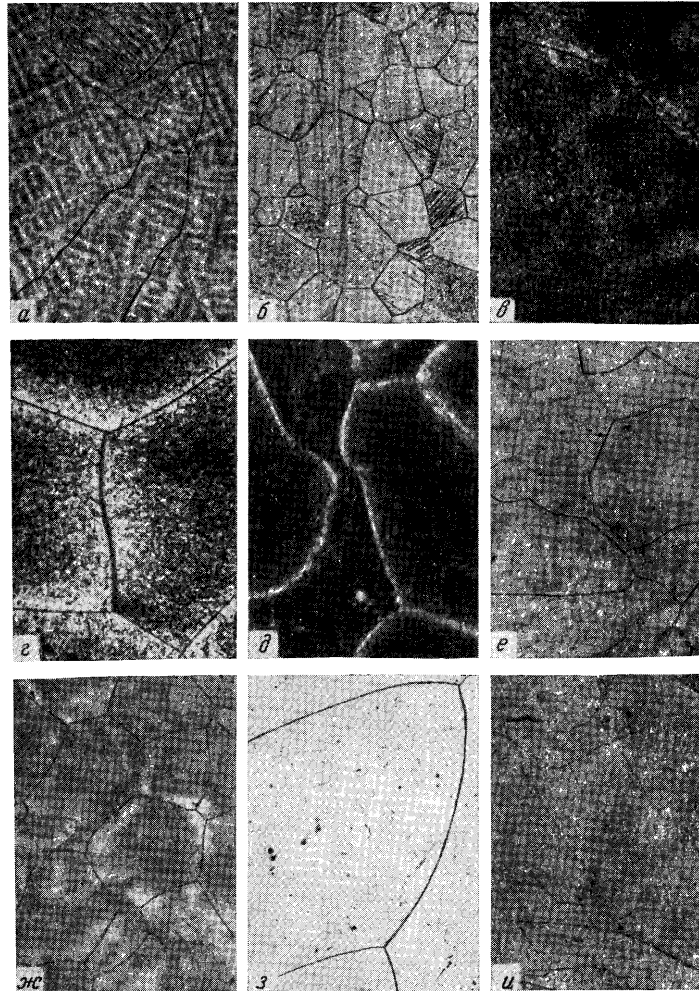


Рис. 176. Влияние температуры закалки на неоднородность основного металла и сварного соединения сплава ВТ15:

а — закалка с 800° (15 мин), металл шва ($\times 100$); б — то же, околошовная зона ($\times 100$); в — закалка с 800° и старение, металл шва ($\times 500$); г — то же, околошовная зона ($\times 500$); д — то же, основной металл ($\times 500$); е — закалка с 1000° (15 мин), металл шва и околошовной зоны у границы сплавления ($\times 100$); ж — то же, после старения ($\times 100$); з — закалка с 1200° (15 мин), металл шва ($\times 100$); и — то же, после старения ($\times 100$).

Закалка после сварки с 800° (выдержка 15 мин) не устраняет неоднородности (рис. 176, а и б). Выделения α -фазы сохраняются как в металле шва, так и в околошовной зоне. В некоторых зернах шва и околошовной зоны наблюдаются дополнительные выделения α -фазы в форме цепочек в полосах скольжения под действием термических напряжений при сварке и закалке.

По мере удаления от шва и околошовной зоны и приближения к соседним участкам зоны термического влияния с более мелким зерном количество выделений α -фазы уменьшается. Полностью они исчезают в мелкозернистых участках зоны, примыкающих к не затронутому тепловым воздействием сварки основному металлу.

Т а б л и ц а 46

Механические свойства сварных соединений сплава ВТ15 толщиной 2,5 мм

Состояние сварного соединения	σ_b , кг/мм ²	Место разрушения	a_n шва, кг/мм ²	Угол изгиба φ , град
После сварки	97,3	Переходная зона	5,3	180
	93,4	То же	5,3	180
	97,0	»	6,5	180
Среднее	95,9	—	5,7	180
После закалки	94,5	Переходная зона и шов	0,9	15
	80,3	То же	0,7	87
Среднее	87,4	—	0,8	51
После закалки и старения	101,1	Шов	2,3	17
	127,9	Основной металл	1,3	30
				27
Среднее	114,5	—	1,8	24

Примечание. Стандартные большие плоские образцы вырезали поперек шва.

Наиболее четко химическая неоднородность выявляется после старения. Микроструктура сварного соединения характеризуется повышенной гравимостью участков металла шва в междоузльных пространствах дендритов, а также во внутренних объемах зерен в околошовной зоне и основном металле вследствие большого количества дисперсных выделений α -фазы и интерметаллидов титана с хромом (рис. 176, в, г и д). В шве белые участки стабилизированной фазы располагаются не только по осям дендритов, но и у вторичных, полигонизационных границ. В околошовной зоне ширина аналогичных участков вблизи границ зерен значительно шире, чем в основном металле.

Рентгеноспектральный анализ в точке, проведенный по просьбе автора И. Я. Дзыковичем в Институте электросварки АН УССР, показал, что границы зерен в околошовной зоне обогащены молибденом и хромом и обеднены алюминием. Неравномерное распределение легирующих элементов вблизи большеугольных границ рекристаллизованных зерен, приводящее к стабилизации β -фазы в пограничных участках, возникает при сварке в результате следующих явлений: 1) взаимодействия мигрирующих границ с примесными атомами в процессе собирательной рекристаллизации; 2) диффузионных перераспределений этих элементов за время существования контакта между жидкой фазой оплавленных пограничных участков и твердой основой зерна при нагреве до температур, близких к солидусу; 3) сегрегации в твердом состоянии при последующем охлаждении. Первое явление обусловлено значительной

разницей в коэффициентах граничной и объемной диффузии, второе — различной растворимостью рассматриваемых легирующих элементов в твердом и жидком титане, третье — разницей в энергиях растворения этих элементов в неискаженной решетке и в искаженных ее участках у границ зерен.

Анализ диаграмм состояния двойных систем Ti—Al, Ti—Cr и Ti—Mo показывает, что в металле шва оси дендритов должны быть обогащены молибденом. В междоузельные пространства дендритов, наоборот, должны ликвировать алюминий и хром.

Приведенные выше данные свидетельствуют о том, что температура закалки 800° при выдержке 15 мин недостаточна не только для гомогенизации β -фазы, но и для растворения α -фазы, выделившейся в металле шва и околошовной зоне в процессе непрерывного охлаждения при сварке.

Наиболее высокая пластичность сварного соединения (угол изгиба $\varphi = 180$ град и ударная вязкость металла шва $a_k = 5,3—6,5$ кГм/см²) имеет место непосредственно после сварки (табл. 46). Последующая закалка с 800° резко снижает эти свойства, что обусловлено развитием неоднородности. Разрушение в обоих случаях происходит чаще всего в переходной зоне, т. е. там, где наиболее резко выявлена неоднородность сварного соединения и наблюдается наиболее крупное зерно основного металла. Старение приводит к упрочнению, однако пластичность и вязкость изменяются мало и остаются весьма низкими. Разрушение происходит как по шву, так и по основному металлу.

Эти данные показывают, что возможность применения метастабильного β -сплава титана BT15 в сварных конструкциях в настоящее время ограничена. Это вызвано пониженной пластичностью сварных соединений, которая обусловлена нестабильностью β -фазы при охлаждении в процессе сварки вследствие развития химической и физической неоднородности в металле шва и зоны термического влияния.

§ 10. Механико-термическая обработка сплавов титана с метастабильной бета-фазой

Механико-термическая обработка является одним из перспективных путей повышения прочности и пластичности сплава BT15 и его сварных соединений после сварки. Она состоит из следующих операций: закалка на β -фазу, пластическая деформация (обычно при комнатной температуре) и старение. При этом виде обработки сварных соединений весьма важно обеспечить высокую химическую однородность β -фазы перед деформацией.

Автором, Г. Е. Каиновой, Б. А. Смирновым и В. Н. Мещеряковым были проведены исследования влияния температуры закалки после сварки на химическую и физическую неоднородность сварных соединений, а также изыскание рациональных режимов последующей механико-термической обработки основного металла и сварных соединений сплава BT15. Исследовали сплав в виде листов толщиной 2,0 мм с содержанием: 3,19% Al; 7,20% Mo; 10,82% Cr; 0,04% C; 0,03% N; 0,11% Fe; 0,05% Si; 0,008% H. Образцы сваривали в один проход с помощью автоматической аргодуговой сварки вольфрамовым электродом по стандартной технологии. Сваренные образцы подвергали закалке с температур 800, 1000 и 1200° в воду после выдержки при этих температурах в течение 15 мин и последующему старению по режиму: 480° — 18 час, 560° — 15 мин. Нагрев образцов под закалку и старение производили в вакуумированных кварцевых ампулах.

При повышении температуры закалки с 800 до 1000° дендритная неоднородность в металле шва существенно снижается, а границы полигонни-

зации становятся более резкими. Область перехода от шва к околошовной зоне делается менее отчетливой, чем после закалки с 800°. Выделения α -фазы в околошовной зоне обнаруживаются только в отдельных зернах и в весьма небольшом количестве (см. рис. 176, *е*). Последующее старение приводит к равномерному выделению α -фазы и интерметаллидов в околошовной зоне (см. рис. 176, *ж*). Однако в металле шва небольшая внутрикристаллическая неоднородность все-таки сохраняется. Светлые участки стабилизированной β -фазы вблизи границ полигонизации в шве и границ зерен в околошовной зоне и основном металле практически отсутствуют,

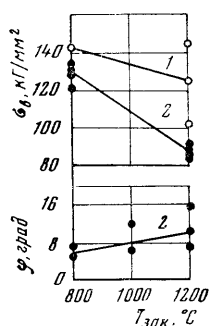


Рис. 177. Влияние температуры закалки на предел прочности σ_b и угол изгиба φ основного металла и сварных соединений сплава ВТ15 после старения (стандартные малые плоские образцы):

1 — основной металл;
2 — сварное соединение (разрушение по шву)

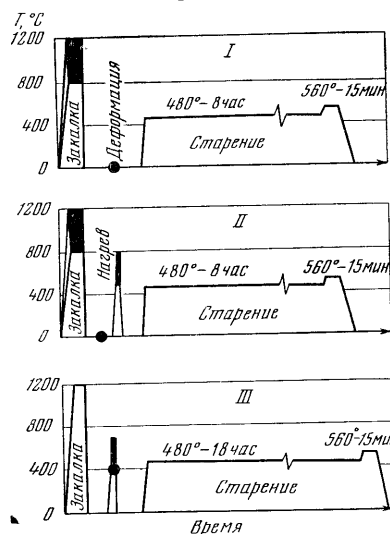


Рис. 178. Варианты механико-термической обработки основного металла и сварных соединений сплава ВТ15

что свидетельствует о достаточно высокой полноте гомогенизации β -фазы при 1000°.

Увеличение температуры закалки до 1200° еще более повышает химическую однородность всех участков сварного соединения. В металле шва полностью исчезают следы внутрикристаллической ликвации (рис. 176, *з* и *и*). Рентгеноспектральный анализ в точке с фокусировкой луча на пятке диаметром 1 мм не выявил неоднородности в распределении хрома, молибдена и алюминия.

Однако высокотемпературный нагрев под закалку приводит к значительному росту зерна в основном металле и огрублению внутризеренной структуры. С повышением температуры закалки с 800 до 1000 и 1200° размер зерна основного металла изменяется соответственно от 0,08—0,1 до 0,15—0,25 и 0,3—0,6 мм. При закалке с 1200° металл шва имеет очень крупные полигональные зерна, местами вытянутые вдоль направления первичных столбчатых кристаллов. Внутри полигональных зерен развивается грубая субзеренная структура (см. рис. 176, *з*).

Исследование влияния повышения температуры закалки от 800 до 1200° на механические свойства основного металла и сварных соединений после старения выявило заметное снижение прочности и повышение угла

изгиба (рис. 177). Подобный характер изменения механических свойств следует связывать в основном с огрублением тонкой структуры, ростом зерна и незавершенностью распада при старении по стандартному режиму.

С целью изыскания рациональных путей повышения прочности и пластичности сварных соединений сплава ВТ15 были изучены следующие три варианта механико-термической обработки (рис. 178).

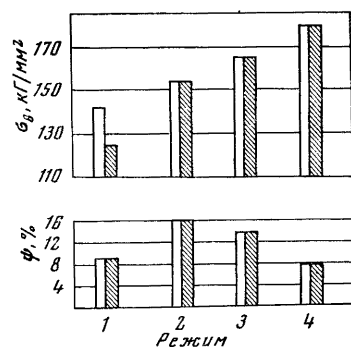


Рис. 179. Влияние режимов механико-термической обработки на предел прочности σ_0 и относительное сужение ψ сплава ВТ15:

белые столбцы — закалка с 800° , заштрихованные столбцы — то же, с 1200° . Режимы обработки: 1 — обычная термообработка: закалка и старение; 2 — механико-термическая обработка по варианту I рис. 178: закалка, деформация на $\epsilon = 50\%$ при 20° , старение; 3 — то же, по варианту II рис. 178: закалка, деформация на $\epsilon = 50\%$ при 20° , кратковременный нагрев до $600-650^\circ$, старение; 4 — то же, по варианту III рис. 178: закалка, деформация на $\epsilon = 24\%$ при 400° , старение

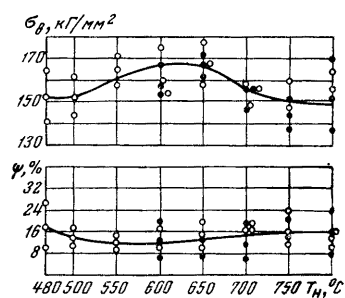


Рис. 180. Влияние температуры кратковременного нагрева T_n при механико-термической обработке по варианту III рис. 178 на предел прочности σ_0 и относительное сужение ψ сплава ВТ15:

белые кружки — закалка с 800° ; черные кружки — то же, с 1200°

I. Закалка с 800 , 1000 или 1200° (15 мин), деформация при комнатной температуре (20°), старение по стандартному режиму ($480^\circ - 8 \text{ час}$, $560^\circ - 15 \text{ мин}$).

II. Закалка с тех же температур, деформация при 20° , быстрый кратковременный нагрев в область температур рекристаллизации обработки или ее первых стадий ($500-800^\circ$) со скоростью $250-300 \text{ град/сек}$ с последующим охлаждением в струе аргона со скоростью $30-40 \text{ град/сек}$, старение по стандартному режиму.

III. Закалка с тех же температур, быстрый кратковременный нагрев до $400-700^\circ$ с деформацией при этих температурах и с последующим охлаждением в струе аргона, старение по стандартному режиму.

При механико-термической обработке по вариантам I и II деформацию при комнатной температуре осуществляли прокаткой между роликами образцов размером 100×12 и толщиной 2 мм , вырезанных из основного металла или сварных соединений поперек шва. При обработке по варианту III деформацию при повышенных температурах осуществляли путем растяжения в машине ИМЕТ-1 образцов рис. 21, б. После полного цикла обработки перед механическими испытаниями в образцах делали двухсторонние круговые выточки радиусом 5 мм так, чтобы ширина шейки во всех случаях была равна 3 мм .

Механико-термическая обработка сварных соединений сплава ВТ15 по варианту I с деформацией при 20° путем прокатки на $\epsilon = 40\%$ по толщине после закалки с 800° привела к повышению предела прочности до

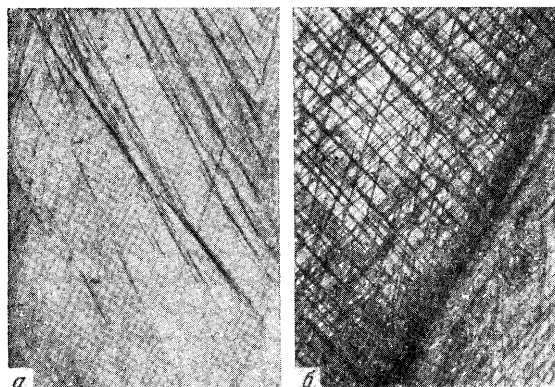


Рис. 181. Влияние температуры деформации T_x при механико-термической обработке на микроструктуру сплава ВТ15 после старения:

a — обработка по варианту I рис. 178: закалка с 1200° , деформация при 20° на 50%, старение, $\times 200$; *б* — обработка по варианту III рис. 178: закалка с 1200° , деформация при 400° на 24%, старение, $\times 400$

142 кг/мм^2 и пластичности по углу изгиба до 20—45°. После обычной термической обработки (закалка с 800° и старение) сварные соединения имели $\sigma_b = 130 \text{ кг/мм}^2$ и угол изгиба 4—7°.

Аналогичная механико-термическая обработка основного металла с деформацией на $\varepsilon = 50\%$ обеспечила одинаковые средние показатели прочности $\sigma_b = 152 \text{ кг/мм}^2$ и пластичности ($\psi = 17\%$) как после закалки с 800° , так и после закалки с 1200° (рис. 179, столбцы 2). Однако в последнем случае резко снизился разброс результатов механических испытаний в сравнении с обычной термообработкой (рис. 179, столбцы 1). Эффект упрочнения основного металла оказался более значительным, чем для сварных соединений.

Применение дополнительного кратковременного нагрева до 600 — 650° , предусмотренного при механико-термической обработке по варианту II (рис. 178) с целью полигонизации β -фазы, привело к повышению прочности до 167 кг/мм^2 при сохранении пластичности на относительно высоком уровне ($\psi = 14\%$) (рис. 179, столбцы 3). Этому диапазону максимальных температур кратковременного нагрева соответствует наиболее благоприятное соотношение механических свойств сплава. С дальнейшим повышением температуры нагрева эффект упрочнения снизился вследствие развития процесса рекристаллизации β -фазы (рис. 180).

Наиболее высокая прочность (σ_b до 178 кг/мм^2) была достигнута при механико-термической обработке по варианту III рис. 178 с деформацией на $\varepsilon = 24\%$ при 400° (рис. 179, столбцы 4). При этом пластичность понизилась до $\psi = 7\%$, т. е. практически до уровня, который обеспечивается после обычной термической обработки. Сравнение микроструктур сплава, состаренного после деформации при 20 и 400° , свидетельствует о благоприятном влиянии повышения температуры деформации на структуру (рис. 181). По-видимому, это объясняется увеличением не только числа направлений легкого скольжения, но и числа плоскостей скольже-

ния в каждом из этих направлений, так как с повышением температуры (до определенного предела) увеличивается эффективность блокировки дислокаций примесными атомами. Одновременно получает развитие и процесс полигонизации, в результате чего возникает относительно тонкая сетка субструктуры, обеспечивающая равномерное и высокодисперсное выделение упрочняющих фаз в процессе последующего старения.

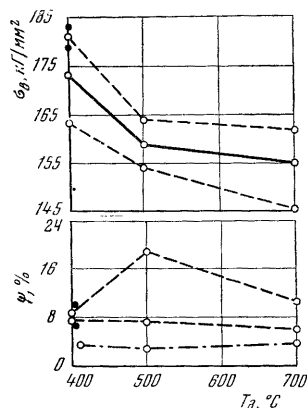


Рис. 182. Влияние температуры деформации T_d на предел прочности σ_b и относительное сужение φ сплава ВТ15 после механико-термической обработки по варианту III рис. 178. Температура закалки 1200°:

белые кружки — деформация на 13—19%;
черные кружки — деформация на 24%

Следует полагать, что оптимальная температура деформации сплава ВТ15 находится в пределах 400—450°, так как после деформации при температурах 500° и выше эффект упрочнения резко снижается вследствие рекристаллизации (рис. 182).

Таким образом, механико-термическая обработка позволяет существенно повысить прочность и пластичность сплава ВТ15 и его сварных соединений. Для обеспечения более высоких показателей механических свойств ($\sigma_b = 175-179$ кг/мм², $\varphi = 6-10\%$) пластическую деформацию β -фазы следует осуществлять при температуре 400—450°.

В случае деформирования β -фазы при комнатной температуре целесообразно производить последующий кратковременный нагрев до 600—650° с целью полигонизации. При этом можно получить весьма благоприятное сочетание прочности ($\sigma_b = 162-172$ кг/мм²) и пластичности ($\varphi = 10-20\%$). Повышение температуры закалки сплава ВТ15 и в особенности его сварных соединений с 800 до 1100—1200° позволяет устранить химическую неоднородность и существенно уменьшить разброс показателей механических свойств после механико-термической обработки.

Повышение температуры закалки сплава ВТ15 и в особенности его сварных соединений с 800 до 1100—1200° позволяет устранить химическую неоднородность и существенно уменьшить разброс показателей механических свойств после механико-термической обработки.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Я. С. Уманский, Б. Н. Фикельштейн, М. Е. Блаутер и др. Физическое металловедение. Металлургиядат, 1956.
2. А. А. Бочвар. Металловедение. Металлургиядат, 1956.
3. А. Д. Мак-Квиллэн, М. К. Мак-Квиллэн. Титан. Металлургиядат, 1958.
4. С. С. Штейнберг. Металловедение. Металлургиядат, 1961.
5. М. Е. Блаутер. Фазовые превращения при термической обработке стали. Металлургиядат, 1962.
6. А. Х. Коттрелл. Строение металлов и сплавов. Металлургиядат, 1961.
7. П. Д. Данков. Механизм фазовых превращений с точки зрения принципа ориентационного и размерного соответствия. — Известия АН СССР, сектор физико-химического анализа, 16, вып. 1, 1943, стр. 82—95.
8. Г. В. Курдюмов и Г. Д. Закс. Механизм превращения аустенита в мартенит. — Вестник металлопромышленности, № 9, 1930, стр. 165—170.
9. Г. В. Курдюмов. К теории мартенситных превращений. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 3. Металлургиядат, 1952, стр. 9—44.
10. Г. В. Курдюмов, Л. Г. Хандрос. О «термоупругом» равновесии при мартенситных превращениях. — Доклады АН СССР, 66, 1949, стр. 211.
11. Г. В. Курдюмов, О. П. Максимова. К вопросу о работе образования зародышей мартенсита. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 2. Металлургиядат, 1951, стр. 129—134.
12. Ч. С. Барретт. Структура металлов. Металлургиядат, 1948.
13. В. Д. Садовский, А. А. Попов. Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах. Мангиз, 1950.
14. Д. Н. Холломон, Д. Тарibalл. Образование зародышей при фазовых превращениях. — Сб. «Успехи физики металлов», вып. 1, 1956, стр. 304—367.
15. Б. А. Билби, Д. В. Христиан. Мартенситные превращения. — Сб. «Фазовые превращения в стали». Металлургиядат, 1961, стр. 7—71.
16. Л. Кауфман, М. Коэн. Термодинамика и кинетика мартенситных превращений. — Сб. «Успехи физики металлов», вып. 4, 1961, стр. 192—289.
17. В. И. Архаров. Кристаллография закалки стали. Металлургиядат, 1951.
18. Гиббс. Термодинамические работы. Гостехиздат, 1950.
19. Тамман. Металловедение. ОНТИ, 1935.
20. Я. И. Френкель. Введение в теорию металлов. Гостехиздат, 1948; Физматгиз, 1958.
21. А. Н. Алфимов, А. П. Гуляев. О скорости роста мартенситного кристалла. — Известия АН СССР, ОТН, № 3, 1954, стр. 88.
22. Г. В. Курдюмов, Л. Г. Хандрос. Микроструктурное исследование кинетики мартенситных превращений в сплавах медь—олово. — Журнал технической физики, 19, 7, 1949, стр. 761—768.
23. E. Hornbogen, G. Wasserman. Über den Einfluss von Spannungen und das Auftreten von Umwandlungsplastizität bei der β_1 — β'' -Umwandlung des Messings. — Zeitschrift für Metallkunde, 47, 6, 1956, S. 427—433.
24. Р. И. Джеффи. Основы металловедения титановых сплавов. — Сб. «Успехи физики металлов», вып. 4. Металлургиядат, 1961, стр. 77—191.
25. A. J. Williams, R. W. Cahn, C. S. Barrett. The crystallography of the β — α -transformation in titanium. — Acta Metallurgica, 2, 1954, p. 117.
26. F. C. Frank. Martensite. — Acta Metallurgica, 1, 1953, p. 15—21.
27. А. Х. Коттрелл. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. Металлургиядат, 1958.
28. В. Т. Рид. Дислокации в кристаллах. Металлургиядат, 1957.
29. Ф. Л. Локшин. Динамическая теория мартенситного превращения. — Труды Новочеркасского политех. ин-та, 71/85, 1957, стр. 3—161.
30. В. Н. Арский. Время образования мартенситного кристалла. — Металловедение и обработка металлов, № 11, 1956, стр. 26—29.
31. Н. В. Агеев. Кристаллохимия титана, его соединений и сплавов. — Сб. «Итоги науки. Химия, металловедение и обработка титана», вып. 2. Изд-во АН СССР, 1959, стр. 5—29.

32. А. П. Гуляев. Разложение остаточного аустенита в быстрорежущей стали при охлаждении ниже 0° . — Вестник инженеров и техников, № 5, 1937, стр. 306—307.
33. С. Г. Гловер, Т. Б. Смит. Стабилизация аустенита. — Сб. «Фазовые превращения в стали». Металлургиздат, 1961, стр. 127—137.
34. М. М. Бигеев. Исследование превращения аустенита в мартенсит при температурах ниже 0° . — Труды УФАИ, вып. 9, 1937, стр. 13—24.
35. А. П. Гуляев. Термическая обработка стали, Машгиз, 1960.
36. С. Т. Конобеевский. К теории фазовых превращений. II. Диффузия в твердых растворах под влиянием распределенных напряжений. — Журнал экспериментальной и теоретической физики, 13, 1943, стр. 200—214.
37. Я. М. Головчинер. О процессе зародышеобразования при мартенситном превращении. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 5. Металлургиздат, 1958, стр. 66—90.
38. Г. В. Курдюмов, О. П. Максимова, А. И. Никанорова и др. Влияние предварительной пластической деформации на мартенситное превращение в сплавах железо—хром—никель. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 5. Металлургиздат, 1958, стр. 41—55.
39. О. П. Максимова. Общие закономерности и специфические особенности влияния различного рода воздействий на превращение аустенита в мартенсит. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 7. Металлургиздат, 1962, стр. 246—280.
40. В. М. Кардонский, Г. В. Курдюмов, М. Д. Перкас. Связь между изменениями тонкой структуры и сопротивлением пластической деформации металлов и сплавов после упрочнения. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 7. Металлургиздат, 1962, стр. 7—33.
41. О. П. Максимова, А. И. Никанорова, Г. К. Погорелов. О влиянии горячей пластической деформации на кинетику мартенситного превращения в высоконикелевых сталях. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 4. Металлургиздат, 1955, стр. 144—164.
42. М. Е. Блантер. Рекристаллизационные процессы в металлах и сплавах. ЦПНТОМашпром, Машгиз, 1959.
43. А. С. Шигарев. Термомеханическая обработка титановых сплавов. — Металловедение и термическая обработка металлов, № 1, 1962, стр. 42—44.
44. Е. М. Савицкий, М. А. Тылкина. Исследования рекристаллизации титана и его сплавов. — Известия АН СССР, ОТН, № 10, 1956, стр. 125—127.
45. Металлургия циркония. ИЛ, 1959.
46. Р. И. Этин. О причинах влияния легирующих элементов на кинетику изотермического распада аустенита. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 1. Металлургиздат, 1949, стр. 280.
47. М. Г. Лозинский. Кинетика $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения йодидного титана. — Сб. «Прочность металлов». Изд-во АН СССР, 1956, стр. 199—205.
48. Н. В. Агеев, Л. А. Петрова. Стабильность бета-твердого раствора в сплавах титана. — «Титан и его сплавы, металлохимия и новые сплавы», вып. VII. Изд-во АН СССР, 1962, стр. 26—34.
49. Ю. А. Багаряцкий, Т. В. Тагунова, Г. И. Носова. Метастабильные фазы в сплавах титана с переходными элементами. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 5. Металлургиздат, 1958, стр. 210—234.
50. Д. Маклин. Границы зерен в металлах. Металлургиздат, 1960.
51. И. И. Новиков, В. С. Золоторевский. Исследование закономерностей дендритной ликвации в связи с горячеломкостью цветных сплавов. — Литейное производство, № 4, 1962, стр. 13—18.
52. А. Н. Колмогоров. К статистической теории кристаллизации металлов. — Известия АН СССР. Серия математическая, № 3, 1937, стр. 355.
53. И. Л. Миркин. Исследование эвтектидной кристаллизации стали. Металлургиздат, 1941.
54. E. Scheil. Statistische Gefügeuntersuchungen. — Zeitschrift für Metallkunde, 27, № 9, 1935, S. 199.
55. R. F. Mehl. Hardenability of alloy steel. — A. S. M., 1938.
56. H. L. Meredith, C. W. Handova. Titanium alloy weldability and correlated metallurgy. — Welding Journal, 34, 7, 1955, p. 657—672.
57. H. Navenhan, A. Schgader. Atlas metallographicus. Berlin, 1933.
58. К. П. Бунин. Железоуглеродистые сплавы. Машгиз, 1949.
59. Р. Ф. Мейл, У. К. Хагель. Аустенито-перлитное превращение. — Сб. «Успехи физики металлов», вып. 3. Металлургиздат, 1960, стр. 88—156.
60. В. П. Еременко. Титан и его сплавы. Изд-во АН УССР, 1960.
61. В. И. Михеева. Гидриды переходных металлов. Изд-во АН СССР, 1960.
62. Б. И. Брук, Г. И. Николаев. Применение трития в сварке и радиография при помощи трития. — Сб. «Металлургия и металловедение». Изд-во АН СССР, 1958, стр. 499—405.
63. Г. В. Курдюмов, О. П. Максимова. О закономерностях кинетики мартенситного превращения. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 5. Металлургиздат, 1958, стр. 13—24.

64. В. И. Зюзиц, В. Д. Садовский, С. И. Баранчук. Влияние легирующих элементов на положение мартенситной точки, количество остаточного аустенита и стойкость его при отпуске. — *Металлург*, № 11, 1939, стр. 75—80.
65. Ю. А. Багаряцкий, Г. И. Носова, Т. В. Тагунова. О природе ω -фазы в закаленных сплавах титана. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 7. *Металлургиядат*, 1962, стр. 307—314.
66. В. Н. Гриднев, В. И. Трефилов. Новый тип метастабильных фаз в сплавах переходных элементов (ω -фазы). — «Вопросы физики металлов и металловедения», сб. трудов Института металлофизики АН УССР, т. 14. Изд-во АН УССР, 1962, стр. 5—25.
67. В. Ф. Грабин, С. М. Гуревич, В. А. Рафаловский, В. И. Трефилов. Исследование процессов старения сварных швов двухфазных титановых сплавов, сообщения I и II. — *Автоматическая сварка*, № 4 и 6, 1961, стр. 3—12 и 3—13.
68. Л. И. Коган, Р. И. Энтин. Исследование превращения аустенита в средней области непосредственно при температурах превращения. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 7. *Металлургиядат*, 1962, стр. 231—245.
69. Н. Н. Рыкалин. Тепловые основы сварки, ч. I. Изд-во АН СССР, 1947.
70. Н. Н. Рыкалин. Расчеты тепловых процессов при сварке. *Машгиз*, 1951.
71. Н. Н. Рыкалин. Расчеты тепловых процессов при сварке. — «Справочник по сварке», т. I, гл. II. *Машгиз*, 1961, стр. 9—50.
72. М. Х. Шоршоров, Г. В. Назаров. Сварка титана и его сплавов. *Машгиз*, 1959.
73. К. В. Любавский. Металлургия автоматической сварки малоуглеродистой стали под флюсом. — «Вопросы теории сварочных процессов», кн. 14. ЦНИИТМАШ, *Машгиз*, 1948, стр. 86—214.
74. Д. М. Рабкин. Некоторые особенности автоматической сварки алюминия и его сплавов. — *Автоматическая сварка*, № 3, 1955, стр. 13—25.
75. С. М. Гуревич. Некоторые особенности сварки титана под флюсом. — *Автоматическая сварка*, № 5, 1957, стр. 38—48.
76. Н. Н. Рыкалин, И. Д. Кулагин, М. Х. Шоршоров и др. — Сб. «Тепловые процессы при сварке». Труды секции по научной разработке проблем электросварки и электротермии АН СССР, вып. 2. Изд-во АН СССР, 1953.
77. А. И. Пугин, Г. А. Перцовский. Расчеты термического цикла околосварочной зоны при электрошлаковой сварке стали большой толщины. — *Автоматическая сварка*, № 7, 1963, стр. 14—24.
78. Б. А. Кох. Термический цикл электрошлаковой сварки. — *Сварочное производство*, № 1, 1962, стр. 1—5.
79. С. М. Гуревич. Влияние режимов сварки на околосварочную зону технического титана. — *Автоматическая сварка*, № 2, 1956, стр. 18—21.
80. В. П. Вологдин. Деформации и напряжения при сварке судовых конструкций. *Оборонгиз*, 1945.
81. Н. О. Окерблом. Сварочные напряжения в металлоконструкциях. *Машгиз*, 1950.
82. Н. О. Окерблом. Сварочные деформации и напряжения. *Машгиз*, 1948.
83. Г. А. Николаев. Сварные конструкции. *Машгиз*, 1953.
84. Г. А. Николаев, Н. Н. Рыкалин. Деформации при сварке конструкций. Изд-во АН СССР, 1943.
85. Г. А. Николаев, Н. Н. Прохоров. Напряжения в процессе сварки. Изд-во АН СССР, 1948.
86. Н. Н. Прохоров. Горячие трещины при сварке. *Машгиз*, 1952.
87. Н. Н. Прохоров. Технологическая прочность металлов при сварке. Общественный университет при ЦНТОМашпром, Профиздат, 1960.
88. В. Н. Землин. Исследование деформаций и напряжений при сварке легированной стали. — Труды ЛПИ, № 3, 1951, стр. 32—46.
89. П. А. Мельников. Влияние типа электродов на распределение остаточных напряжений в сварных соединениях. — *Автогенное дело*, № 3, 1952, стр. 9—12.
90. Н. Н. Прохоров, В. С. Игнатьева. Решение задачи о фазовых напряжениях при сварке закаляющихся сталей, как частный случай решения температурной задачи теории упругости. — Сб. «Сварка цветных сплавов и некоторых легированных сталей», 106, МВТУ, *Оборонгиз*, 1962, стр. 38—46.
91. А. М. Макара. Исследование природы холодных околосварочных трещин при сварке закаляющихся сталей. — *Автоматическая сварка*, № 2, 1960, стр. 9—33.
92. С. А. Куркин, Гуань Цяо. Устранение сварочных деформаций тонколистовых элементов из титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ5-1 путем прокатки швов роликами. — Сб. «Сварка цветных сплавов и некоторых легированных сталей», 106, МВТУ, *Оборонгиз*, 1962, стр. 173—180.
93. М. Х. Шоршоров, В. С. Седых. Об оценке склонности металла швов к образованию горячих трещин при сварке. — *Сварочное производство*, № 8, 1958, стр. 10—14.

94. М. Х. Шоршоров и др. Машина ИМЕТ-ЦНИИЧМ для испытания сварных швов на горячие трещины и ее применение при разработке и оценке качества сварочных материалов. Изд. ЦИТЭИН, вып. 6, 1961, тема 4, № М—61—165/6, стр. 1—23.
95. М. Х. Шоршоров, Ю. В. Соколов. Температурный интервал образования горячих трещин при сварке плавлением однофазных никелевых сплавов. — Сварочное производство, № 4, 1962, стр. 9—11.
96. Ю. Л. Красулин, М. Х. Шоршоров. Клиновая сварочная проба для оценки влияния скорости охлаждения на полигонизацию швов с однофазной структурой. — Автоматическая сварка, № 7, 1963, стр. 1—7.
97. Н. Н. Рыкалин, Л. А. Фридлянд. Сварка строительной стали повышенной прочности. Стройвоенмориздат, 1948.
98. H. M. S ch n a d t. On notch brittleness tests employing a notched weld. — The Welding Journal, № 1, 1957.
99. J. C a b e l k a. Svaritel'nost makkych konstrukcnych oceli. — SAVU, Bratislava, 1948.
100. М. Х. Шоршоров, Б. А. Смирнов, В. В. Белов. Особенности превращения аустенита при сварке плавлением. — Сварочное производство, № 11, 1959, стр. 12—15.
101. C. L. M. C o t t r e l l. Assessment of weldability by rapid dilatation tests. — Journal of the Iron and Steel Institute, v. 174, part 1, 1953, p. 17—24.
102. F. W e v e r, A. R o s e. Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Dusseldorf, 1954, 1956 и 1958.
103. В. Д. Садовский. Превращения переохлажденного аустенита (атлас диаграмм). Металлургия, 1947.
104. Atlas of isothermal transformation diagrams. Supplement United States Steel Corporation, Pittsburg, 1953.
105. G. D e l b a r t, A. C o n s t a n t. Courbes de transformation des asiers de fabrication francaise. I. R. S. I. D., 1954.
106. N. N. R y k a l i n, M. Ch. S c h o r s c h o r o w, B. A. S m i r n o v, W. W. B e l o w. Die Eigenheiten der Umwandlung des Austenits beim Schmelzschweissen. — Schweisstechnik, 11, H. 2, 1961, S. 73—77.
107. М. Х. Шоршоров, Г. Н. Клебанов, Л. С. Гушнина. Изменение структуры и механических свойств низколегированной стали в околошовной зоне в условиях термического цикла сварки. — Известия АН СССР, ОТН, № 8, 1956, стр. 131—134.
108. М. Х. Шоршоров, Г. Н. Клебанов, Л. С. Гушнина. Исследование кинетики роста зерна и изменений структуры и механических свойств низколегированной стали в околошовной зоне. — Сварочное производство, № 9, 1956, стр. 1—4.
109. М. Х. Шоршоров, Г. Н. Клебанов. Методика и машина ИМЕТ-1 для исследования изменения структуры и механических свойств металла при сварке. Филиал ВИНТИ АН СССР, тема 12, № М—57—134/12, Москва, 1958.
110. М. Х. Шоршоров, Г. Н. Клебанов. Метод и аппаратура для исследования изменений структуры и механических свойств зоны термического влияния в условиях термического цикла сварки. — Труды ИМЕТ, I. Изд-во АН СССР, 1958, стр. 200—240.
111. M. K. S h o r s h o r o v. New methods of testing weldability. — British Welding Journal, May, 1957, p. 239—243.
112. A. H a v a l d a. Imitácia termických cyklov. — Techn. práce, 14, № 7, 1962, 13—21.
113. F. K r á l i k, P. D u h a j, A. H a v a l d a, A. S c h w e i g h e f e r. Opravii O. Problém strukturnej stability austenitickej ocele 16/13 Nb pri odporovom zvarani natupo odtavenim. — Zvarac. sb., 11, № 1, 1962, 80—103.
114. H. S t e i n. Beschreibung einer für die Schweissbarkeitsforschung in der Sowjetunion entwickelten Prüfeinrichtung. — Schweisstechnik (DDR), 12, № 12, 1962, S. 555—558.
115. М. Х. Шоршоров и Б. А. Смирнов. Кинетика роста зерна аустенита в сталях повышенной прочности при дуговой сварке. — Автоматическая сварка, № 5, 1960, стр. 17—25.
116. М. Г. Лозинский. Высокотемпературная вакуумная металлография. Металлургия, 1962.
117. М. Х. Шоршоров, В. Д. Кодолов. Изменение свойств низколегированных и углеродистых сталей перлитного класса при дуговой сварке. — Сварочное производство, № 12, 1957, стр. 1—5.
118. М. Х. Шоршоров, В. Д. Кодолов. Чувствительность к надрезу низколегированных и углеродистых сталей при дуговой сварке. — Сварочное производство, № 8, 1961, стр. 1—4.
119. М. Х. Шоршоров, В. В. Белов. Об энергетических характеристиках процесса задержанного разрушения закаленной стали. — Известия АН СССР, серия металлы, № 4, 1965, стр. 116—122.

120. М. Х. Шоршоров, В. В. Белов. Влияние технологических факторов на сопротивляемость околосварной зоны закаляющихся сталей задержанному разрушению. — Сварочное производство, № 12, 1964, стр. 1—4.
121. Б. А. Мовчан. Микроскопическая неоднородность в литых сплавах. ГИТЛ УССР, Киев, 1962.
122. Г. Л. Петров. Неоднородность металла сварных соединений. Судпромгиз, 1963.
123. Ю. Л. Красулин, М. Х. Шоршоров. О регулировании тепловых и диффузионных процессов в зоне сплавления при сварке и наплавке. — Сварочное производство, № 8, 1963, стр. 13—16.
124. М. Х. Шоршоров. Кристаллизация сварочной ванны и процессы в околосварной зоне. — Справочник по сварке, т. I, гл. IV. Машгиз, 1961, стр. 141—161.
125. М. Х. Шоршоров. Свариваемость металлов. Общественный университет при ЦНИТОМашпром, Профиздат, 1960.
126. В. В. Белов, М. Х. Шоршоров. Сравнительная оценка сопротивляемости сталей образованию холодных трещин при сварке жестких проб и по методике ИМЕТ-4. — Сварочное производство, № 2, 1965, стр. 1—4.
127. C. L. M. Cottrell. Controlled thermal severity cracking test simulates practical welded joints. — Welding Journal, № 6, 1953, p. 257s—272s.
128. Н. Н. Рыкляин, М. Х. Шоршоров. Наука о сварке в Великобритании. — Известия АН СССР, ОТН, № 10, 1957, стр. 61—67.
129. J. G. Ball, C. L. M. Cottrell. The weldability and mechanical properties of series of low-alloy steels. — Journal of the Iron and Steel Institute, v. 163, p. 4, 1951, pp. 321—336.
130. C. L. M. Cottrell. Effect of hydrogen on the continuous-cooling transformation diagram for Mn—Mo steel. — Journal of the Iron and Steel Institute, № 3, 1954, p. 273—282.
131. C. L. M. Cottrell. Hydrogen-barrier to welding progress. — British Welding Journal, 4, 1954, p. 167—176.
132. C. L. M. Cottrell. Transformation temperature of alloy steels related to weldability with low-hydrogen electrodes. — British Welding Journal, 3, 1954, p. 409—412.
133. Б. А. Колодная. Метод количественной оценки склонности сварных соединений к образованию холодных трещин. — Сварочное производство, № 2, 1960, стр. 12—15.
134. K. Winterton, M. J. Nolan. Factors affecting severity of cruciform test for hardened-zone cracking. — Welding Journal, 39, № 2, 1960, p. 95—100.
135. В. Н. Гриднев, Г. В. Курдюмов. Превращения в эвтектичных сплавах Cu—Al, III. Обратимые превращения твердого раствора β в метастабильном состоянии. — Журнал технической физики, 7, 22, стр. 2090—2102.
136. В. Н. Гриднев. Превращение в сплавах железо—углерод при нагреве электрическим током. — Журнал технической физики, 24, 10, 1954, стр. 1812—1822.
137. И. Н. Кидин. Металловедение и термическая обработка. ВНИИТОМАШ, 1955.
138. И. Н. Кидин. Возможность обнаружения обратимости мартенситных превращений в стали. — Научные доклады высшей школы, металлургия, № 3, 1958, стр. 181—188.
139. В. Н. Гриднев, В. И. Трефилов. Об обратимости мартенситных превращений при нагреве железоуглеродистых сплавов. — Доклады АН СССР, 96, 4, 1954, стр. 741—744.
140. С. С. Штейнберг. Кинетика превращения аустенита при нагревании в углеродистой стали. — Труды Уральского индустр. ин-та им. С. М. Кирова, 4, 1937, стр. 30—35.
141. И. Л. Миркин, М. Е. Блайтер. Кинетика превращения перлита в аустенит. — Металлург, № 1, 1937, стр. 65—69.
142. А. А. Попов. Закономерности образования аустенита. — Сб. «Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах». Машгиз, 1950, стр. 36—64.
143. Г. В. Курдюмов. Заключение по дискуссии о кинетике превращения перлита в аустенит. — Журнал технической физики, 21, 11, 1951, стр. 1453—1454.
144. В. Д. Садовский, К. А. Малышев, Б. Г. Саонов. Превращения при нагреве стали. Металлургиядат, 1954.
145. H. Sekiguchi, M. Inagaki. Continuous cooling transformation diagrams of Steel «Weld-ten 55»; the microstructure and properties of heat affected zone. — Journal of Japan Welding Society, 26, № 8, 1957, p. 121—126.
146. А. П. Гуляев, В. М. Залкин. К вопросу об анализе термических кривых скоростного нагрева стали. — Журнал технической физики, 24, 2, 1954, стр. 222—226.
147. С. Г. Глазнов. Влияние термической обработки на структуру и свойства сплава ВТ2. — Сб. «Титан и его сплавы, металлургия и металловедение», вып. 1. Изд-во АН СССР, 1958, стр. 99—106.

148. И. Н. К и д и н. Неоднородность мартенсита по углероду после высокочастотной закалки стальных образцов. — Физика металлов и металловедение, 3, 2, 1956, стр. 299—305.
149. И. Н. К и д и н. Зависимость содержания углерода в мартенсите от параметров нагрева стальных образцов при высокочастотной закалке. — Физика металлов и металловедение, 3, 2, 1956, стр. 306—308.
150. A. R o s e, W. S t r a s s b u r g. Kinetik der Austenitbildung unlegierter und niedriglegierter untereutektoidischer Stähle. — Archiv für das Eisenhüttenwesen, 27, 8, 1956, S. 513—520.
151. Б. А. М о в ч а н. О химической неоднородности первичного зерна при перегреве. Автоматическая сварка, № 5, 1953, стр. 28—37.
152. Я. И. С л е к т о р, А. П. Г р а ч е в а. Неоднородность мартенсита стали 30ХГСА после высокочастотной закалки. — Металловедение и термическая обработка металлов, № 9, 1959, стр. 12—16.
153. М. Х. Ш о р ш о р о в и др. Влияние состава и структуры хромоникелевых сталей и сплавов на образование горячих трещин в околосшовной зоне. — Сварочное производство, № 4, 1962, стр. 12—17.
154. I. W. G i b b s. — Scientific Papers, v. 1 (Thermodynamics). 1906.
155. E. S. M a c h l i n. Theory of solute atom limited grain boundary migration. — Trans. Metallurg. Soc. AIME, v. 224, № 6, 1962, p. 1153—1167.
156. А. Х. К о т т р е л л. Взаимодействие дислокаций с атомами растворенных элементов. — Сб. «Структура металлов и свойства». Металлургияиздат, 1957, стр. 134—169.
157. А. В. Р у с с и я н, М. Х. Ш о р ш о р о в. Влияние бора на склонность жаропрочных аустенитных сталей типа 1Х13Н19В2Б к образованию горячих трещин при сварке. — Сварочное производство, № 10, 1958, стр. 14—18.
158. М. Х. Ш о р ш о р о в, Б. А. С м и р н о в. Неоднородность аустенита при сварке перлитной стали плавнением. — Сварочное производство, № 6, 1961, стр. 1—5.
159. Е. М. С а в и ц к и й, М. А. Т ы л к и н а, А. Н. Т у р а н с к а я. Диаграммы рекристаллизации титана и его сплавов. — Сб. «Титан и его сплавы, металлургия и металловедение», вып. 1. Изд-во АН СССР, 1958, стр. 33—67.
160. И. С. Г а е в. Металлографический атлас. Металлургияиздат, 1941.
161. Н. Ф. Б о л х о в и т и н о в. Величина зерна и свойства стали. Металлургияиздат, 1943.
162. E. W a l d e n, L. A. D i x o n. Properties and structure of titanium after 30-min heating at 1200 to 2000°F. — Metall Progress, 64, 2, 1953, p. 88—89.
163. Л. Н. С о к о л о в. О росте зерна технического титана при нагреве. — Металловедение и обработка металлов, № 10, 1956, стр. 34—36.
164. М. Х. Ш о р ш о р о в, Г. В. Н а з а р о в. Сварка и пайка титана и его сплавов. — Сб. «Итоги науки. Химия, металловедение и обработка титана», вып. 2. Изд-во АН СССР, 1959, стр. 252—284.
165. М. Х. Ш о р ш о р о в, Т. А. А м ф и т е а т р о в а, Г. В. Н а з а р о в. Свариваемость титана ИМП-1. — Сб. «Титан и его сплавы, металлургия и металловедение», вып. 1. Изд-во АН СССР, 1958, стр. 180—193.
166. Г. Н. К л е б а н о в. Влияние термического цикла сварки на механические свойства низколегированной стали в околосшовной зоне. — Сварочное производство, № 5, 1958, стр. 5—8.
167. М. Х. Ш о р ш о р о в, Т. А. А м ф и т е а т р о в а, Г. В. Н а з а р о в. Исследование свариваемости титана. — Сварочное производство, № 4, 1957, стр. 1—5.
168. С. А. С а л т ы к о в. Стереометрическая металлография. Металлургияиздат, 1958.
169. G. A. S h i g n. Self-diffusion in thallium. — Acta Metallurgica, 3, 1, 1955, p. 87.
170. R. M ü l l e r. Anwendung von ZTU-Schaubildern in der Schweisspraxis. — Schweissen und Schneiden, № 12, H. 7, 1960, S. 309—317.
171. А. А. П о п о в, Л. Е. П о п о в а. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Машгиз, 1961.
172. А. П о р т е в е н. Введение в изучение термической обработки. ГОНТИ, 1939.
173. А. А. П о п о в, Л. В. М и р о н о в. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении. — Сб. «Термическая обработка металлов». Машгиз, 1952, стр. 65—77.
174. «Д. К. Чернов и наука о металлах», сборник. Металлургияиздат, 1950.
175. А. А. Б а й к о в, собр. трудов, т. II. Изд-во АН СССР, 1948.
176. Г. Ф р е н ч, К л о п ш. Закалка стали. ОНТИ, 1933.
177. С. С. Ш т е й н б е р г. Термическая обработка стали. Металлургияиздат, 1945.
178. С. С. Ш т е й н б е р г. О зависимости между скоростью охлаждения, скоростью превращения, степенью переохлаждения и критической скоростью закалки. — Труды УФАИ, вып. 9, 1937, стр. 9—11.
179. А. П. Г у л я е в. Изотермический распад аустенита в быстрорежущей стали. I. Распад в первой зоне (соавтор ниж. К. А. Осипов); II. Распад во второй зоне. — Металлург, № 9, 1940, стр. 43—50.
180. Л. Е. Ш е в я к и н а. Связь между протеканием превращения аустенита при непрерывном охлаждении и данными изотермической диаграммы. — Сб. «Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах». Машгиз, 1950, стр. 101—120.

181. М. П. Браун, Б. Б. Винокур, Ф. И. Иванов. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении некоторых конструкционных сталей, применяемых для изделий крупных сечений. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 7, 1959, стр. 58—60.
182. А. А. Попов. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении. — Сб. «Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах». Машгиз. 1950, стр. 136—159.
183. А. М. Макара, Ю. Б. Малевский. О распаде переохлажденного аустенита стали 30ХГС при сварочном термическом цикле. — *Автоматическая сварка*, № 6, 1954, стр. 3—18.
184. И. П. Липилин. Термическая обработка легированных сталей. — Труды Московского института стали. Металлургиздат, 1937.
185. А. П. Гуляев. Мартенситное превращение в стали. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 11, 1959, стр. 5—12.
186. Ch. K r u s s a r. — *Comptes rendus de l'Academie de sciences*, № 24, 1955.
187. G. F i s h e r, D. N. H o l l o m a n, D. T a g n b a l l. The kinetic of the martensite-austenite transformation. — *Journal of Metals*, № 10, 1949, p. 691.
188. Г. В. Курдюмов, О. П. Максимова, Т. В. Тагунова. О превращении деформированного аустенита в мартенсит. — *Доклады АН СССР*, 73, 2, 1950, стр. 307—310.
189. О. П. Максимова, А. И. Никанорова, Э. И. Эстрин. Изменение тонкой структуры аустенита и кинетики мартенситного превращения под влиянием пластической деформации. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 4. Металлургиздат, 1955, стр. 165—179.
190. Г. В. Курдюмов, О. П. Максимова, А. И. Никанорова. Об активизирующем влиянии пластической деформации на мартенситное превращение. — *Доклады АН СССР*, 114, 4, 1957, стр. 768—772.
191. А. П. Гуляев, Н. В. Черненко. Влияние деформации при низких температурах на фазовые превращения и свойства аустенитной стали 1Х18Н9Т. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 5, 1957, стр. 2—6.
192. В. Н. Арский, А. П. Гуляев. Кинетика образования мартенсита деформации. — *Физика металлов и металловедение*, 6, 5, 1958, стр. 866—873.
193. E. S c h e i l. Über die Umwandlung des Austenits in Martensit in Eisen—Nickellegierungen unter Belastung. — *Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie*, Bd. 207, H. 1, 1932, S. 24—40.
194. А. П. Гуляев, А. С. Шигарев. Образование мартенсита при больших скоростях деформации. — *Физика металлов и металловедение*, 10, 5, 1960, стр. 691—697.
195. Д. Мак Лин. Точечные дефекты и механические свойства металлов и сплавов при высоких температурах. Сб. «Вакансии и точечные дефекты». Металлургиздат, 1961, стр. 197—248.
196. Doris K u h l m a n - W i l s d o r f. A new theory of linear work hardening. — *Zts. Metallkunde*, 53, 5, 1962, S. 324—325.
197. Л. И. Миркин. Рентгеновское исследование процесса получения сверхпрочных сталей методом деформации и закалки. — *Физика металлов и металловедение*, 11, 3, 1961, стр. 472—473.
198. W. S. H a g e l, G. M. P o u n d a, R. F. M e h l. Calorimetric study of the Austenite: Pearlite transformation. — *Acta Metallurgica*, 4, 1, 1956, p. 37.
199. Г. В. Курдюмов, О. П. Максимова. Превращение аустенита в мартенсит при низких температурах. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 2. Металлургиздат, 1951, стр. 64—97.
200. О. П. Максимова. О кинетике мартенситного превращения. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 3. Металлургиздат, 1952, стр. 45—74.
201. А. П. Гуляев, И. П. Лифанов. Исследование превращения аустенита в мартенсит при температурах, близких к абсолютному нулю. — Труды МВМИ, вып. II, 1955, стр. 139—144.
202. А. П. Гуляев, А. П. Акшенцев. Влияние скорости охлаждения на кинетику превращения аустенита в мартенсит. — *Журнал технической физики*, 25, 2, 1955, стр. 299—312.
203. Я. М. Голочинер. Основные факторы кинетики мартенситного превращения. — Труды НТО черной металлургии, т. III, 1955, стр. 73—77.
204. В. Д. Садовский, Н. В. Штишевская. К вопросу о влиянии скорости охлаждения на количество остаточного аустенита. — Труды УФАИ, вып. 9, 1937, стр. 45—61.
205. С. С. Штейнберг, В. И. Зюзин. Об остаточном аустените в закаленной стали. — *Журнал технической физики*, 2, 1, 1932, стр. 35—46.
206. М. Х. Шоршоров, Г. В. Назаров. Кинетика фазовых превращений и образование холодных трещин при сварке титана и его сплавов. — Сб. «Титан и его сплавы», вып. VII. Изд-во АН СССР, 1962, стр. 226—233.
207. М. Х. Шоршоров, Г. В. Назаров. Фазовые превращения в альфа- и альфа+бета-сплавах титана в околовольной зоне и критерии выбора режимов их

- сварки. — Сб. «Титан и его сплавы», вып. X, Изд-во АН СССР, 1963, стр. 278—283.
208. M. Ch. S c h o r s c h o r o w, G. W. N a z a r o w. Die Kinetik der Phasenumwandlungen und die Bildung von Kaltrissen beim Schweißen des Titans und seiner Legierungen. — Schweißtechnik, № 8, 1961, S. 356.
209. E. G. R o l l a s o n. The cracking problem with special reference of thermal characteristics. — The Welding Journal, № 6, 1944, p. 266s—279s.
210. G. H o r k i n. A sangest cause and general theory of the cracking of alloy steels welding. — The Welding Journal, № 11, 1944, p. 606s—608s.
211. C. B. V o l d r i c h. Cold cracking in the heat-affected zone. — The Welding Journal, № 3, 1947, p. 153s—169s.
212. S. L. H o y t, C. E. S i m s, H. M. B a n t a. Metallurgical factors of underbead cracking. — The Welding Journal, № 9, 1945, p. 433s—445s.
213. Н. Н. П р о х о р о в, Э. Л. М а к а р о в, В. И. Г о с п о д а р е в с к и й. Исследование кинетики распада аустенита в сталях при сварке. — Металловедение и термическая обработка металлов, № 3, 1959, стр. 13—16.
214. M. W. M u l l e t, P. I. R i e r r e l. Underbead cracking of weld cathodically charged with hydrogen. — The Welding Journal, № 7, 1950, p. 343s—347s.
215. А. М. М а к а р а, Т. М. С л у ц к а я. О стойкости околосшовной зоны среднелегированных сталей против образования трещин. — Автоматическая сварка, № 6, 1956, стр. 31—37.
216. А. М. М а к а р а, В. И. Л а к о м с к и й, И. П. Ж о в н и ц к и й. Исследование распределения водорода в сварных соединениях среднелегированных сталей с аустенитным и ферритным швами. — Автоматическая сварка, № 11, 1958.
217. А. П. Г у л я е в, С. П. Я к у ш е в а. Об образовании трещин при термической обработке инструмента. — Станки и инструмент, № 8, 1951, стр. 26—27.
218. Е. И. М а л и н к и н а. Образование трещин при термической обработке стали. Машгиз, 1958.
219. С. С. Ш у р а к о в. Зависимость прочности закаленной стали от времени действия нагрузки. — Сб. «Металловедение». Судпромгиз, 1957, стр. 100—114.
220. С. С. Ш у р а к о в. О роли поверхностно-активных веществ в явлении замедленного разрушения закаленной стали. Влияние температуры на отход и пластичность закаленной стали. — Сб. «Металловедение», № 2 Судпромгиз, 1958, стр. 209—219.
221. Я. М. П о т а к. Хрупкие разрушения стали и стальных деталей. Оборонгиз, 1955.
222. А. Л. Н е м ч и н с к и й. Сопrotивляемость стали образованию трещин при закалке. Экспериментальное исследование трещинообразования при закалке. — Сб. «Металловедение», Судпромгиз, 1957, стр. 42—54.
223. Н. Н. П р о х о р о в, Э. Л. М а к а р о в, Б. Ф. Я к у ш и н. Прочность стали в процессе превращения аустенита при сварке. — Сварочное производство, № 8, 1959, стр. 12—15.
224. Н. Н. П р о х о р о в, Э. Л. М а к а р о в. Способы определения и регулирования сопротивляемости сталей образованию холодных трещин при сварке. — Автоматическая сварка, № 11, 1961, стр. 3—13.
225. М. X. Ш о р ш о р о в. О роли вакансий в механизме задержанного разрушения стали и сплавов титана. — Известия АН СССР, ОТН, металлургия и топливо, № 4, 1962, стр. 70—77.
226. М. X. Ш о р ш о р о в, Г. В. Н а з а р о в, В. В. Б е л о в. Особенности механизма задержанного разрушения и образования холодных трещин при сварке сплавов титана в сравнении со сталями. — Сб. «Титан и его сплавы», вып. X. Изд-во АН СССР, 1963, стр. 284—292.
227. N. N. R y k a l i n e, M. K. S c h o r s c h o r o w. Particularités de la transformation de l'austénite et de la formation de fissures «froides» lors du soudage par fusion. — Soudage et Techniques connexes, v. 14, № 9/10, 1960, p. 335—347.
228. И. А. О д и н г. Релаксация и ползучесть металлов с учетом неоднородного распределения напряжений. — Известия АН СССР, ОТН, № 10, 1948, стр. 1561.
229. В. И. П р о с в и р и н. Влияние внешнего давления на фазовые превращения в стали и чугуне. Машгиз, 1948.
230. М. А. К р и ш т а л. О граничной и объемной диффузии. — Физика металлов и металловедение, 9, 4, 1959, стр. 720—724.
231. С. Д. Г е р ц р и к е н, И. Я. Д е х т я р. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе. Физматгиз, 1960.
232. Т. Б р у м, Р. К. Х а м. Влияние точечных дефектов решетки на свойства металлов. — Сб. «Вакансии и точечные дефекты». Металлургиздат, 1961, стр. 54—98.
233. А. X. К о т т р е л л. Точечные дефекты и механические свойства металлов и сплавов при низких температурах. — Сб. «Вакансии и точечные дефекты». Металлургиздат, 1961, стр. 7—53.
234. С. Н. Ж у р к о в. Проблемы прочности твердых тел. — Вестник АН СССР, № 11, 1957, стр. 78—82.
235. К. А. О с и п о в. Некоторые активируемые процессы в твердых металлах и сплавах. Изд-во АН СССР, 1962.

236. П. Кулон, Ж. Фридель. Образование каверн на дислокациях. — Сб. «Дислокации и механические свойства кристаллов». ИЛ, 1960, стр. 366—387.
237. М. А. Кристал. Концентрация вакансий в сплавах железо—хром. — Физика металлов и металловедение, 10, 5, 1960, стр. 721—726.
238. М. А. Кристал, В. И. Баранов. О температурной зависимости концентрации вакансий в сплавах железо—хром, железо—молибден. — Физика металлов и металловедение, 16, 4, стр. 626—629.
239. О. П. Максимова, Е. Г. Понятовский и др. Изменение кинетики мартенситного превращения в зависимости от положения мартенситной точки и состава сплава. — «Проблемы металловедения и физики металлов», сб. 5. Металлургиздат 1958, стр. 25—40.
240. М. Х. Шоршоров и В. Н. Матханов. Исследование свариваемости и разработка технологии многослойной сварки ротора из теплоустойчивой перлитной стали. — Сварочное производство, № 6, 1958, стр. 18—23.
241. М. Х. Шоршоров, В. В. Белов, В. Н. Земзин, И. Д. Смирнова. Исследование свариваемости жаропрочных сталей с 12% хрома. — Сварочное производство, № 9, 1959, стр. 6—10.
242. Е. А. Гусева. Исследование склонности сварных соединений титана и его сплавов к образованию трещин. — Сварочное производство, № 2, 1958, стр. 10—14.
243. С. М. Гуревич. К вопросу о влиянии водорода на склонность к трещинам и механические свойства сварных соединений титана. — Автоматическая сварка, № 1, 1957, стр. 8—13.
244. С. М. Гуревич. Хрупкость сварных швов титана, вызванная водородом. — Металловедение и обработка металлов, № 6, 1957, стр. 47—50.
245. А. С. Михайлов, Б. С. Крылов. Склонность сварных соединений из титановых сплавов к замедленному растрескиванию. — Металловедение и термическая обработка металлов, № 4, 1962, стр. 48—53.
246. Б. С. Крылов, А. С. Михайлов. Новый метод испытания титановых сплавов на трещинообразование. ЦИТЭИН, вып. 20, М—60—282, 20, 1960.
247. Б. С. Крылов, А. С. Михайлов. Влияние водорода на склонность титановых сплавов к замедленному растрескиванию. — Известия АН СССР, ОТИ, металлургия и горное дело, № 1, 1963, стр. 168—175.
248. М. Х. Шоршоров, Г. В. Назаров. Исследование аргонодуговой сварки технического титана и некоторых α - и α - β -сплавов. — Сб. «Вопросы дуговой сварки в защитных газах». Машпром, 1957, стр. 163—174.
249. В. В. Фролов. Процессы термодиффузии и десорбции водорода в гидридообразующих металлах при сварке плавлением. — Сб. «Сварка цветных сплавов и некоторых легированных сталей», МВТУ, 106. Оборонгиз, 1962, стр. 5—38.
250. М. Х. Шоршоров, Г. В. Назаров, В. В. Белов. Особенности механизма задержанного разрушения и образования холодных трещин при сварке сплавов титана. — Сб. «Применение титановых сплавов», вып. 2, Сварка и пайка. ОПТИ, 1963, стр. 10—21.
251. Л. С. Мороз, Ю. Д. Хесин, Т. К. Маринен. Исследование ползучести и длительной прочности железа при низких температурах. — Физика металлов и металловедение, 13, 6, 1962, стр. 912—919.
252. Л. С. Мороз, Б. Б. Чечулин, А. П. Горячев и др. — Сб. «Титан и его сплавы», т. 1. Судпромгиз, 1960.
253. И. А. Одинг, Ю. П. Либеров. Появление субмикроскопических трещин в статически деформируемых пластичных металлах. — Известия АН СССР, металлургия и горное дело, № 2, 1964, стр. 85—91.
254. C. Zener. Fracturing of Metals. Am. Soc. Metals, Cleveland, 1948.
255. I. I. Gilman. Fracture of zinc-monocrystals and Bicrystals. — Trans. ASME, 1958, 212, 6, p. 783.
256. В. Н. Рожанский. О механизме развития зародышевых трещин в кристаллах при пластическом деформировании. — Доклады АН СССР, 123, 1958, стр. 648.
257. В. Н. Рожанский. К вопросу об условиях возникновения и развития трещин в кристаллах. — Сб. «Физика твердого тела», 2, 6, 1960, стр. 1082—1088.
258. A. H. Cottrell. Theory of brittle fracture in steel and similar metals. — Trans. ASME, 1958, 212, p. 192.
259. J. Friedel. Les Dislocations. Paris, 1956.
260. И. А. Одинг, В. С. Иванова. Механизм усталостного разрушения металлов. — Труды ИМЕТ, вып. 13. Изд-во АН СССР, 1962, стр. 3—28.
261. М. Х. Шоршоров, В. В. Белов, В. Н. Матханов. Влияние скорости охлаждения при сварке теплоустойчивых хромистых сталей на свойства околошовной зоны. — Сб. «Исследования по жаропрочным сплавам». Изд-во АН СССР, 1959, стр. 48—61.
262. В. Н. Земзин, Л. Д. Френкель. Сварные конструкции паровых и газовых турбин. Машгиз, 1962.
263. В. Н. Земзин, И. Д. Смирнова. Сварка хромистых жаропрочных сталей. — Информационно-технический листок ЛДНТИ, 1958.

264. Е. М. Шевандин. Склонность к хрупкости низколегированных сталей. Металлургиздат, 1953.
265. С. L. M. Cottrell, M. I. Turner. Brittle failure and its control in the manufacture of welded high-strength steel rocket cases. — *Journal of Iron and Steel Inst.*, 200, 5, 1962, p. 380—388.
266. Е. Н. Соколов, С. Н. Петрова, Н. П. Чупракова. Влияние пластической деформации в аустенитном состоянии на свойства конструкционных легированных сталей. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 5, 1964, стр. 12—14.
267. М. Л. Бернштейн. Термо-механико-магнитная обработка металлов и сплавов. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 10, 1960, стр. 31—35.
268. E. V. Kula, J. M. Dhoisi. Effect of deformation prior to transformation on the mechanical properties of 4340 Steel. — *Trans. ASM*, 52, 1960, p. 321.
269. Л. В. Смирнов, В. Д. Садовский. Исследование обратимой отпускной хрупкости конструкционных легированных сталей. — Сб. «Проблемы металловедения и термической обработки». Машиз, 1956, стр. 120—140.
270. Е. Н. Соколов, В. Д. Садовский, С. Н. Петрова. Строение границ аустенитного зерна и отпускная хрупкость конструкционных сталей. — Сб. «Некоторые проблемы прочности твердого тела». Изд-во АН СССР, 1959, стр. 165—171.
271. Б. А. Дроздовский, Я. Б. Фридман. Влияние трещин на механические свойства конструкционных сталей. Металлургиздат, 1960.
272. M. N. Lips, Van Zuilen. Improved hardening technique. — *Metal Progress*, 66, 2, August 1954, p. 103.
273. V. F. Zaskau, W. M. Iustusson, D. I. Schmatz. Deformation of metastable austenite. — *Metal Progress*, 80, 3, 1960, p. 68.
274. I. C. Shyne, V. F. Zaskau, D. I. Schmatz. — *Trans. ASM*, 52, 1960, p. 16—18.
275. D. I. Schmatz, I. C. Shyne, V. F. Zaskau. Austenitic «cold working» for ultra high strength. — *Metal Progress*, 76, 3, 1959, p. 66.
276. D. I. Schmatz, V. F. Zaskau. Mechanical Properties of deformed Metastable Austenitic Ultra High Strength Steel. — *Trans. ASM*, 51, 4098, 1959, p. 299.
277. Термомеханическая обработка стали. Обзор ВНИИАТ. ОНТИ, 1961.
278. Я. М. Потак, Ю. Ф. Оржеховский, Л. М. Певзнер и др. Термомеханическая обработка стали на высокую прочность. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 5, 1961, стр. 2—8.
279. Н. И. Корнеев, Ю. Н. Кабанов, В. Ф. Калугин. Повышение прочности стали методом термомеханической обработки. — *Авиационная промышленность*, № 4, 1962, стр. 8—10.
280. И. А. Одинг. О роли дислокации в процессе ползучести. — *Известия АН СССР, ОТН*, № 12, 1948, стр. 1795—1802.
281. В. С. Иванова, Л. К. Гордиенко. Новые пути повышения прочности металлов. Изд-во «Наука», 1964.
282. М. Х. Шоршоров, А. М. Сениц, Г. В. Назаров и др. Способ упрочнения сварных соединений тонколистовых мартенситных сталей. Автор. свид. № 155161 с приоритетом от 24.1.1962 г. Класс C21d; 18c, 180, — *Бюллетень изобретений и товарных знаков*, № 12, 1963, стр. 10.
283. М. Х. Шоршоров, Г. В. Назаров. Влияние некоторых легирующих элементов на свойства сварных соединений титана и его сплавов. — *Сварочное производство*, № 3, 1958, стр. 30—33.
284. Г. В. Назаров, М. Х. Шоршоров. Характеристики свариваемости сплавов титана АТЗ, АТ4, АТ6 и АТ8. — Сб. «Титан и его сплавы», вып. VII. Изд-во АН СССР, 1962, стр. 234—239.
285. М. Х. Шоршоров, Г. В. Назаров. Свариваемость титана ВТ1 и сплава ВТ5. — Сб. «Титан и его сплавы», вып. III. Изд-во АН СССР, 1960, стр. 135—140.
286. И. И. Корнилов, В. С. Михеев, Т. С. Чернова и др. Основные свойства титановых сплавов АТЗ, АТ4, АТ6 и АТ8. — Сб. «Титан и его сплавы. Исследования титановых сплавов». Изд-во АН СССР, 1962, стр. 140—149.
287. С. М. Гуревич. Свариваемость титановых сплавов АТЗ, АТ4, АТ6 и АТ8. — Сб. «Титан и его сплавы», вып. VII. Изд-во АН СССР, 1962, стр. 240—245.
288. С. Г. Глазун, В. Н. Соболев. Титановые сплавы. Справочник. Оборонгиз, 1958.
289. С. Г. Глазун. Современные титановые сплавы. — Сб. «Применение титановых сплавов», ОНТИ, 1961, стр. 5—13.
290. Б. А. Борок. Гидростатическое прессование металлических порошков. Порошковая металлургия. — Доклады 4-го Всесоюзного совещания по вопросам порошковой металлургии. Металлургиздат, 1956, стр. 187—203.

ПРИЛОЖЕНИЯ



Приложение I

Химический состав и механические свойства исследованных сталей

Марка стали	Химический состав, %										Механические свойства * при 20°					Исходное состояние и толщина, мм						
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	Ti	S	P	Прочие	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	$\sigma_{0,01}$ кг/мм ²		δ_5 %	ψ %	$\sigma_{H,0,2}$ кг/мм ²	НВ	$\sigma_{1,2}$ град	
45	0,5	0,58	0,26	0,16	0,18	—	—	—	—	—	—	0,021	0,018	—	43	74	23	41	3,5	180	180	Нормализация 850° (6, 16 и 25 мм)
23Г	0,23	1,64	0,3	0,14	0,20	—	—	—	—	—	0,025	0,026	—	72	82	17	54	7,0	270	180	Закалка 870°, отпущен 610° (6, 16 и 25 мм)	
23Г (литая)	0,23	1,22	0,34	0,1	0,15	—	—	—	—	—	0,04	0,034	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Нормализация 900°
42ХН2	0,17	0,55	0,28	1,02	1,63	—	—	—	—	—	0,022	0,026	—	65	78	21	47	6,5	207	180	После прокатки (6, 16 и 25 мм)	
25Н3	0,21	0,43	0,26	0,19	2,82	—	—	—	—	—	0,025	0,019	—	66	74	22	59	8,0	235	180	Закалка 840°, отпущен 630° (6, 16 и 25 мм)	
20НГМ	0,25	1,04	0,31	0,17	0,72	0,25	—	—	—	—	0,026	0,022	—	92	98	15	61	8,0	330	180	Закалка 870°, отпущен 530° (6, 16 и 25 мм)	
36СГНА	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	76	192	6	32	3,8	500	44	Закалка 880°, отпущен 210° (6, 16 и 26 мм)	
20ХГСА	0,22	0,91	1,12	0,87	0,21	—	—	—	—	—	0,017	0,023	0,15% Cu	—	—	—	—	—	230	—	Закалка 880°, отпущен 600° (6 и 16 мм)	

А. Низколегированные стали повышенной и высокой прочности (перлитные)

* В знаменателе указаны механические свойства при испытании образцов рис. 21, б в машине ИМЕТ-1 в условиях быстрого растяжения (80—100 проц/сек); в числи теле — те же свойства при испытании стандартных ггаринских образцов в условиях обычного растяжения.

Приложение I (продолжение)

Марка стали	Химический состав, %													Механические свойства * при 20°						Исходное состояние и толщина, мм		
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	Ti	S	P	Прочие	R_m кПа/мм ²	$R_{0,2}$ кПа/мм ²	$R_{0,01}$ кПа/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	$\sigma_{НВ}$ кПа/мм ²		НВ	ϕ , град
20ХГС	0,24	0,83	0,99	0,93	0,17	—	—	—	—	—	0,019	0,025	—	—	76	90	19	52	6,5	240	180	Закалка 880°, от- пуск 620° (6, 16 и 25 мм)
30ХГСА	0,30	0,93	1,12	1,03	0,28	—	—	—	—	—	0,017	0,021	0,14% Cu	—	—	—	—	—	—	176	—	Отжиг (6 и 16 мм)
35ХГСА	0,38	0,99	1,32	1,16	0,16	—	—	—	—	—	0,022	0,020	—	—	80	99	20	48	3,5	310	180	Закалка 880°, от- пуск 570° (6, 16 и 25 мм)
40ХГСА	0,42	1,08	1,25	1,34	0,33	—	—	—	—	—	0,012	0,015	—	—	—	—	—	—	—	200	—	Отжиг
40ХГСНМГА	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	202	—	Отжиг
40Х	0,40	0,82	0,37	0,95	0,16	—	—	—	—	—	0,017	0,021	—	—	79	94	18	53	9,0	270	180	Закалка 860°, от- пуск 600° (6, 16 и 25 мм)
45ХМА	0,46	0,60	0,29	0,93	0,30	0,35	—	—	—	—	0,012	0,016	—	—	—	—	—	—	—	205	—	Отжиг
45ХНМГА	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	206	—	Отжиг
Б. Низко- и среднелегированные хромистые стали, теплоустойчивые и высокопрочные (перлитные и мартенситные)																						
12МХ	0,13	0,55	0,26	0,52	—	0,50	—	—	—	—	0,020	0,018	—	—	28	52	18	59	7,0	131	180	Нормализация с 920° и отпуск 680° (30 мм)
35ХМ	0,32	0,58	0,31	1,05	0,15	0,60	—	—	—	—	0,035	0,025	—	—	75	95	11	36	8,0	220	180	Закалка с 850° в масле, отпуск 600° (30 мм)

Приложение I (продолжение)

Марка стали	Химический состав, %											Механические свойства * при 20°					Исходное состояние и толщина, мм					
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	Ti	S	P	Прочие	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,01}$, МПа	δ_5 , %		ψ , %	K_{Ic} , МДж/м ²	ВН	$\rho_{0,2}$, мм	
35ХВФА	0,38	0,60	0,36	1,16	0,19	—	0,74	0,12	—	—	0,030	0,024	—	—	78	90	15	44	5,0	225	—	Закалка и высокий отпуск (3, 8 и 16 мм) То же
35ХМФА	0,36	0,51	0,31	1,13	0,22	0,30	—	0,11	—	0,030	0,024	—	—	85	99	12	53	7,1	302	—	То же	
18Х2ВФ	0,14	0,41	0,31	2,28	0,13	—	0,4	0,21	—	0,017	0,017	—	—	77	85	20	62	7,0	290	180	Закалка 880°, отпуск 580° (6, 16 и 25 мм)	
20Х2МФ	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	105	—	—	—	—	235	180	Закалка 1100°, отпуск 680° (6, 25, 60 мм)
40Х2,5ВФ	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	60	—	—	—	119	—	Отжиг (3 и 8 мм)
12Х3ВФ	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	64	—	—	—	119	—	То же
13Х2,5ВФ	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	105	15	60	6,0	—	—	Нормализация 900°, отпуск 550° (3 и 8 мм)
17Х2,5ВФБ	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	68	—	—	—	145	—	Отжиг (3 и 8 мм)
20Х2,5ВФ	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	69	—	—	—	145	—	То же
20Х2,5МВФ	0,20	0,27	0,23	2,65	0,40	0,48	0,42	0,55	—	—	0,012	0,017	—	84	92	14	45	3,6	230	—	1130° — 7 час, масло 200°, нагрев 680° — 8 час, охлаждение до 500°, воздух (16, 25 и 50 мм)	

Приложение I (продолжение)

Марка стали	Химический состав, %											Механические свойства * при 20°						Исходное состояние и толщина, мм			
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	Ti	S	P	Прочие	$\sigma_{0,2}$ Н/мм ²	σ_B Н/мм ²	δ_5 %	ψ %		$\sigma_{НВ}$ Н/мм ²	НВ	σ_{sp0}
30Х21СНВМ	0,28	1,08	1,07	1,65	1,04	0,30	1,10	—	—	—	0,012	0,020	—	155	—	9,5	—	—	—	—	Закалка 940° — 10 мин, отпуск 200° — 4 час, (2, 3 и 8 мм)
42Х21СНМ	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	185	10	—	—	—	—	Закалка 940° — 10 мин, отпуск 220° — 3 час (2, 3 и 8 мм)
43Х3СНМФА	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	207	7,5	—	—	—	—	Закалка 900° — 10 мин, отпуск 300° — 2 час (2, 3 и 8 мм)
22Х2,5НВФ (ЭИ-658)	0,22	0,58	0,25	2,34	1,17	—	1,19	0,18	—	—	—	—	—	—	136	16	56	7,8	—	—	Нормализация 900° отпуск 550° (3 и 8 мм)
13Х2,5НВФ (типа ЭИ-712)	0,13	0,76	0,30	2,50	1,18	—	0,86	0,25	—	—	—	—	—	—	73	—	31	—	158	—	Отжиг (3 и 8 мм)
45Х2,5НВФБ (типа ЭИ-712)	0,45	0,63	0,30	2,55	1,28	—	0,93	0,25	0,12	—	—	—	—	—	106	12	—	—	—	—	Нормализация 900° отпуск 550° (3 и 8 мм)
17Х3,5НВФ (типа ЭИ-712)	0,17	0,63	0,26	3,49	1,17	—	0,84	0,25	—	—	—	—	—	—	88	—	35	—	206	—	Отжиг (3 и 8 мм)

Приложение I (окончание)

Марка стали	Химический состав, %											Механические свойства * при 20°					Исходное состояние и толщина, мм									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	Ti	S	P	Прочие	σ _т , кг/мм ²	σ _с , кг/мм ²	δ ₅ , %		ψ, %	K _{ИД} , кг/см ²	НВ	φ, град					
																						σ _т , кг/мм ²	σ _с , кг/мм ²	δ ₅ , %	ψ, %	
В. Высоколегированные стали с 12% Cr, теплоустойчивые и высокопрочные (марганцевые и полумартенситные)																										
08X12	0,04	0,29	0,26	11,6	0,36	—	—	—	—	—	—	0,015	0,024	—	—	—	—	—	—	—	—	—	156	—	Нормализация (4 и 25 м.м)	
10X13	0,11	0,36	0,32	13,1	0,49	—	—	—	—	—	—	0,016	0,024	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	192	То же	
20X13	0,18	0,35	0,29	13,2	0,42	—	—	—	—	—	—	0,015	0,024	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	166	Отжиг (4 и 25 м.м)	
15X11MФ	0,15	0,49	0,30	10,6	0,29	0,66	—	0,30	—	—	—	0,017	0,018	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	220	Нормализация 1100° — 2 час, отпук 740°, охл. с печью до 500°, воздух (4 и 25 м.м)	
15X11ВФ	0,16	0,49	0,29	10,6	0,27	—	1,04	0,30	—	—	—	0,016	0,018	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	210	То же	
15X11MФБ (ЭИ-800)	0,12	1,03	0,31	11,0	0,82	0,70	—	0,31	0,60	—	—	0,010	0,017	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	240	»
25X11MФ (ЭИ-801)	0,26	1,09	0,25	11,3	0,29	2,90	—	0,30	—	—	—	0,013	0,018	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	220	»
15X12ВМФ	0,13	0,59	0,28	12,3	0,48	0,60	0,36	0,23	—	—	—	0,015	0,019	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	225	»
15X12ВМФ с Ti, N, B	0,13	0,79	0,36	12,1	0,49	0,83	0,60	0,29	—	0,09	0,017	0,025	0,01 ^{0/6} N 0,02 ^{0/6} B	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	200	»
15X12НМФФ (ЭИ-962А)	0,15	0,51	0,35	11,7	1,65	0,43	0,80	0,25	—	—	—	0,015	0,020	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	225	Отжиг (2 и 3 м.м)
13X12Н2МФ	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Закалка и отпук 700°

Химический состав и механические свойства исследованных сплавов титана
А. Технический титан

Марка технического титана	Толщина листов, мм	Состав, %										Средние механические свойства					Примечание
		O	N	C	Fe	Si	Ni	Cr	H	Остаточные примеси	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	$\sigma_{Тр}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %	$\psi_{НД}$, %	φ , град	
ИМП-1	2,0	0,47	0,08	0,05	0,29	0,05	0,22	—	0,15	Ca	82—86	74—78	17—19	18—20	—	20—35	Металл получен гидридно-кальциевым методом, а заготовки под прокатку — способом порошковой металлургии. Состояние после прокатки Магнито-термический состояние после прокатки То же, на губки ТГО с двойным вакуумным переплавом
ИМП-А1 (1)	2,0	0,28	0,07	0,05	0,3	0,05	0,21	0,03	0,05	Ca	72—77	64—69	18—22	30	2,3	38—43	
ИМП-1А	2,0	0,20	0,05	0,05	0,28	0,05	0,19	0,02	0,025	Ca	68—70	59—61	30—86	51—55	—	180	
ВТ-Д	1,5	0,25	0,05	0,09	0,30	0,15	—	0,009	—	—	73—76	64—67	38—42	40—42	—	120—130	
ВТ1	2,0	0,15	0,03	0,08	0,30	0,15	—	0,005—0,0075	—	—	56—60	48—50	40—44	52—56	—	180	

Б. Сплавы титана

Марка сплава	Толщина листов, мм	Состав, %										Механические свойства					Примечание					
		Al	Mn	Mo	Cr	V	Sn	Si	Fe	Н по расчету	O	N	H	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	$\sigma_{Тр}$, кг/мм ²	δ , %		ψ , %	$\psi_{НД}$, %	$\sigma_{Н}$, кг/мм ²	φ , град	
Т1—3,7А1	45	3,71	—	—	—	—	—	0,1	0,09	—	0,12	0,03	0,007	—	75—81	70—72	11—15	26—36	7—11	—	—	После прокатки

Приложение II (продолжение)

Марка сплава	Толщина листа, мм	Состав, %											Механические свойства					Примечание		
		Al	Mn	Mo	Cr	V	Sn	Si	Fe	В по расчёту	O	N	H	$\sigma_{0.2}$, кг/мм ²	$\sigma_{0.1}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %		σ_{Hk} , кг/мм ²	r , град
ВТ-5	3 и листовка	5,0	—	—	—	—	—	0,15	0,24	—	—	0,04	0,012	96—98	87—88	10—15	27—30	3—3,5	90—115	После прокатки иликовки
ВТ5-1	8	5,0	—	—	—	—	2,5	0,10	Следы	—	—	0,02	0,045	85—90	75—81	17—21	21—26	5—7	55—70	После прокатки допони-тельно наспещали O, N и H
Ti—3Al	3	3	—	—	—	—	—	0,05	0,28	—	—	0,05	0,02	101	—	10	21	—	180	После прокатки
Ti—3Mn	3	—	3	—	—	—	—	0,05	0,21	—	—	0,05	0,02	119	—	20	20	—	—	То же
Ti—3W	3	—	—	3	—	—	—	0,05	0,24	—	—	0,05	0,02	108	—	21	35	—	—	»
OT4	3	3,0	2,0	—	—	—	—	0,12	0,28	—	—	0,03	0,018	82—85	69—70	19—28	28—40	5—6,0	70—95	»
OT4	5	2,8	1,2	—	—	—	—	0,10	0,25	—	—	0,03	0,010	78—80	62—68	25—30	36—42	5,5—6,5	98—104	»
OT4	3 и прутки	3,0	1,8	—	—	—	—	0,10	0,22	—	—	0,04	0,0055	—	—	—	—	—	—	После прокатки или волочения
OT4-1	3,5 и прутки	4,69	1,07	—	—	—	—	0,04	Следы	—	—	0,04	0,003	71—73	60—63	19—25	38—42	7—9	85—99	После прокатки
OT4-2	3	7,5	1,5	—	—	—	—	0,10	»	—	—	0,04	0,008	116—128	104—115	9—12	19—21	3—3,5	19—22	Al выше нормы, после прокатки

Приложение II (продолжение)

Марка сплава	Толщина листов, мм	Состав, %										Механические свойства					Примечание				
		Al	Mn	Mo	Cr	V	Sn	Si	Fe	В по расчету	O	N	H	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	$\sigma_{0,01}$, кг/мм ²	δ , %		ψ , %	σ_H , кг/мм ²	τ , кг/мм ²	
ИРМ2	3	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,12	0,03	0,007	90—100	—	22—25	36—42	8—10	180	АI ниже нормы, модифицирован 0,1% Re, после прокатки	
АТ3Н	1—3	2,68	—	—	0,35	—	—	0,31	0,21	0,01	0,15	0,04	»	70—72	59—61	27—37	37—52	8—8,5	80—115	После прокатки	
АТ3С	1—3	3,02	—	—	0,68	—	—	0,41	0,50	0,01	»	»	»	82—88	71—72	18—26	26—38	5,5—6,5	60—90	То же	
АТ3В	1—3	3,42	—	—	0,82	—	—	0,56	0,90	0,01	»	»	»	101—103	91—93	15—17	20—25	2,8—3,2	40—60	»	
АТ4Н	1—3	4,06	—	—	0,21	—	—	0,20	0,22	0,01	0,14	0,03	»	78—85	66—70	22—30	35—40	13—5	70—90	»	
АТ4С	1—3	4,32	—	—	0,55	—	—	0,28	0,45	0,01	»	»	»	88—92	72—80	18—24	30—35	5—8	52—75	»	
АТ4В	1—3	5,22	—	—	0,87	—	—	0,67	1,20	0,01	»	»	»	108—110	85—96	14—17	18—23	3—4,5	40—47	»	
АТ6С	1—3	6,02	—	—	0,55	—	—	0,35	0,50	0,01	0,15	0,04	»	92—103	84—90	16—20	18—22	7,5	42—50	»	
АТ6В	1—3	6,49	—	—	0,83	—	—	0,59	0,93	0,01	»	»	»	118—125	105—120	4—12	5—16	—	20—35	»	
АТ8Н	1—3	7,07	—	—	0,28	—	—	0,20	0,25	0,01	0,12	0,03	0,005	95—102	87—92	16—25	28—38	6,5—7	38—48	»	
АТ8С	1—3	7,18	—	—	0,59	—	—	0,28	0,51	0,01	»	»	»	105—115	98—108	13—19	10—20	3,5—4,5	27—37	»	
АТ3	Прутки	3,0	—	—	0,58	—	—	0,30	0,22	0,01	0,12	0,03	0,01	—	—	—	—	—	—	—	»
АТ4	»	4,0	—	—	0,71	—	—	0,29	0,40	0,01	0,11	0,03	0,0055	—	—	—	—	—	—	—	»
АТ8	»	7,1	—	—	0,34	—	—	0,21	0,25	0,01	0,12	0,04	0,006	—	—	—	—	—	—	—	»

Приложение II (окончание)

Марка сплава	Толщина, мм	Состав, %											Механические свойства					Примечание					
		Al	Mn	Mo	Cr	V	Sn	Si	Fe	В по расчету	O	N	H	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %		$\sigma_{НЧ}$, кг/мм ²	ϕ , град			
BT6	3	6,0	—	—	—	4,0	—	0,12	Следы	—	0,12	0,03	0,008	{	90—100	80—90	10—15	—	4—8	—	После отжига		
													0,008	}	100	75	15	—	—	—	—	После закалки	
															120	110	8	—	—	—	—	После закалки и старения	
BT6С	16	4,56	—	—	—	3,36	—	0,1	0,08	—	0,12	0,04	0,006	{	92—100	87—92	8—10	23—39	—	38—120	—	После прокатки	
BT14 (А)	3 и пруток	4,1	—	—	—	1,16	—	0,11	0,055	—	0,12	0,03	0,009		—	—	—	—	—	—	—	То же	
BT14 (Б)	3	4,05	—	—	—	0,88	—	0,12	0,14	—	0,11	0,03	0,006		102	32	13	—	—	—	»		
BT16	3 и пруток	2,62	—	—	—	—	—	0,12	0,09	—	0,12	0,04	0,015		—	—	—	—	—	—	»		
BT14	3	4,5	—	—	—	—	—	0,1	0,08	—	0,14	0,045	0,011		99—100	—	—	26—27	—	68—83	—	Модифициро- ван цирко- нием (0,02— 0,2%) после закалки	
BT15	2,8 и пруток	3,5	—	—	—	7,5	11	—	0,1	0,03	—	0,12	0,03	0,15	{	108	—	9	—	—	145	—	После закалки
														}	147	—	3	—	—	—	—	—	После старения

Примечание. Все сплавы кроме Ti—3Al, Ti—3Mn и Ti—3W получены магниевым методом с двойным вакуумным пере-
плавом. Сплавы Ti—3Al, Ti—3W и Ti—3Mn изготовлены из сырья гидридно-кальциевого технического титана ИМП-А1 методом порошко-
вой металлургии [286, 288—290].

Приложение III
 Зависимость механических свойств околошовной зоны при однопроходной сварке от скорости охлаждения W° и критерии выбора режимов сварки исследованных сталей. Данные методики ИМЕТ-1, валиковой пробы, пробы СТС и крестовой пробы (рис. 153). Свойства — усредненные из пяти испытанных образцов ИМЕТ-1 (рис. 21, б)

№ по порядку	Марка стали	Тип диаграммы ИМЕТ-1 и крестовой диаграммы на рис. 153	Механические свойства околошовной зоны при 20°										Исх. сост.	Оптимальный интервал охлаждения W_{opt} , град/сек (с указанием, по каким свойствам и по какой пробе выбран)	Количество мартенсита, % (в числе тела) и твердость (с указанием, по какой пробе)	Предельные допустимые скорости охлаждения W_{d} , град/сек, максимальные коэффициенты $\frac{M_x}{HB}$ и $\frac{W_x}{HB}$		
			W	HB	σ_b	ψ	$\sigma_{0,025}$	ψ	σ_b	ψ	$\sigma_{0,025}$	ψ				W_x	$\frac{M_x}{HB}$	$\frac{W_x}{HB}$
1	45	б	0,4	2,6	13	24	70	600	Исх. сост.	2,0—4,0 ($a_n \geq 3,5$; $a_{0,025} \geq 2$ при 20° — валиковая проба)	0—5 230—255	15	80	30				
			175	230	386	460	555	190	82						190	400	8	375
2	23Г	б	0,07	1,5	9,5	20	30	600	Исх. сост.	2,5—7,0 ($a_n \geq 5$; $a_{0,025} \geq 3$ при 20° — вали- ковая проба)	5—100 220—440	17	90	45				
			152	198	375	433	447	195	37						190	422	6	320
3	12ХН2	б	0,065	1,5	10	20	30	600	Исх. сост.	0,8—5,0 ($a_n \geq 5$; $a_{0,025} \geq 3,5$ при 20° — валиковая проба)	0—100 215—420	36	90	75				
			210	280	320	380	400	290	112						400	410	24	390
4	25Н3	б	0,06	3	9	22	32	600	Исх. сост.	0,8—7,0 ($a_n \geq 5$; $a_{0,025} \geq 3,5$ при 20° — вали- ковая проба)	0—100 175—455	36	90	85				
			110	270	340	430	452	260	102						455	24	435	

Приложение III (продолжение)

№ по порядку	Марка стали	Тип диаграммы ИМЕТ-1 и структурно-динамические на рис. 153	Механические свойства окисленной ванны при 20°										Оптимальный интервал скоростей охлаждения АУ от застывания ванны до начала свободной и по каждой пробе выбран	Количество образцов в пробе и твердость НВ в окисленной зоне, при которых образуются трещины в лещиках (по данным серии лещиков (проб))	Предельные допустимые свойства макроматериала			
			σ _в	σ _т	σ _{0,2}	σ _{0,05}	σ _{0,01}	σ _{0,005}	σ _{0,001}	σ _{0,0005}	σ _{0,0001}	σ _{0,00005}			σ _{0,00001}	σ _{0,000005}	σ _{0,000001}	σ _{0,0000005}
5	36СГНА	б	W _В	1,1	10	22	30	600	Исх. соот.	2-18 (a _н ≥ 3,5; a _{0,025} ≥ 2 при 20° — валковая проба)	25-80 330-470	17	90	495	7	70		
			HВ	320	460	545	600	260	600								115	460
6	20ХГСА	б	σ _в	130	178	220	225	0	115	1,6-70 (ψ ≥ 25% — ИМЕТ-1)	0-100 250-420	—	—	—	6	30		
			ψ	26	8	5	0	18	0								18	18
7	20ХГС	б	σ _т	180	45	12	8	0	180	7-70 (a _н ≥ 5; a _{0,025} ≥ 3,5 при 20° — валковая проба)	0-100 350-470	12	65	410	6	35		
			ψ	45	12	8	0	180	180								180	
8	30ХГСА	б	σ _{0,2}	1,6	4	17	30	600	Исх. соот.	1,6-8,0 (ψ ≥ 22% — ИМЕТ-1)	0-80 345-450	—	—	2	20			
			HВ	250	320	350	400	160	600							176	400	
9	35ХГСА	б	σ _{0,05}	94	104	115	137	161	197	61	1,5-7,0 (a _н ≥ 5; a _{0,025} ≥ 3,5 при 20° — валковая проба)	30-90 400-450	5,5	90	2	70		
			ψ	38	37	36,5	20	45	20	45							45	
			σ _{0,01}	270	280	390	450	465	518	290	Исх. соот.							
			σ _{0,005}	110	114	185	186	189	192	147								117
			σ _{0,001}	40	31	16	13,5	13	12	30	Исх. соот.							
			σ _{0,0005}	180	63	55	6	0	150	36								36
			σ _{0,0001}	1,6	4	9	17	30	600	Исх. соот.								
			σ _{0,00005}	365	415	480	515	525	545	176								176
			σ _{0,00001}	100	145	175	180	182	185	212	Исх. соот.							
			σ _{0,000005}	25	22	21	19	17	36	36								36
			σ _{0,000001}	0,1	2,5	12	18	37	600	Исх. соот.								
			σ _{0,0000005}	285	400	510	510	510	306	306								306
			σ _{0,0000001}	93	146	170	218	218	108	108	Исх. соот.							
			σ _{0,00000005}	30	5,5	4,6	3	1,5	33	33								33

Приложение III (продолжение)

№ по порядку	Марка стали	Тип диаграммы и структурный диаграмм-матрица рис. 133	Механические свойства окисленной зоны при 20°										Оптимальный интервал скоростей охлаждения ΔT опт. град/сек (с указанием, по какой методике пробир выбран)	Количество маргениста, % и твердость НВ в окисленной зоне и твердость НВ (в выемках-трейлах еще не обработанных) (по данным при жестких пробах)	CTS		критерии	
			W ₀	H _B ⁰	σ _{0.2}	σ _{0.1}	ψ	2.2	12	50	600	Исх. сост.			W _A	M _A H _B	W _A	M _A H _B
14	35XBFA	6	0.1	240	305	360	2.2	12	50	600	Исх. сост.	—	—	—	—			
			110	116	128	428	520	530	560	225	228					113		
			17	20	28	13	12	3	45									
15	35XMFА	6	0.1	209	280	342	2.0	18	50	600	Исх. сост.	—	—	—	—			
			107	114	118	418	550	552	575	302	302					112		
			10	8	8	4	0	52										
16	45XMA	BA	0.06	210	225	410	1.5	12	30	600	Исх. сост.	—	—	—	—			
			107	108	218	418	536	545	580	205	205					90		
			20	30	0	0	0	39										
17	45XHMГA	BA	0.02	260	290	517	2	12	30	600	Исх. сост.	—	—	—	—			
			120	122	250	528	533	560	206	206	91							
			31	30	8	0	0	30										
18	12MX	6	1.0	156	187	192	10	20	35	600	Исх. сост.	—	—	—	—			
			71	81	83	482	205	220	362	131	131					62		
			46	58	56	52	50	34										

* См. список на стр. 322.

Приложение III (продолжение)

№ по порядку	Марка стали	Тип диаграммы ИМЕТ-1 и структурной диаграммы по рис. 133	Механические свойства окисленной зоны при 20°												Оптимальный интервал скоростей охлаждения ДВ от град/сек. (с указанием в знаменателе, соответствующим условиям выбора) пробы выбран	Количество проб (в числе тем) и твердость НВ (в знаменателе, соответствующем условиям выбора)	CTS		крестоная	
			W ₀ , град/сек	НВ, кг/мм ²	σ _b , кг/мм ²	σ _{0,2} , кг/мм ²	ψ, %	φ, %	Иск., соот.	Не ограничен (φ ≥ 250% — ИМЕТ-1)	Не ограничен (φ ≥ 250% — ИМЕТ-1)	5—35 (φ ≥ 250% — ИМЕТ-1)	1—25 (φ ≥ 250% — ИМЕТ-1)	1—25 (φ ≥ 350% — ИМЕТ-1)			1—40 (φ ≥ 250% — ИМЕТ-1)	W _λ	M _λ НВ	W _λ
19	10X2,5BΦ	а	W ₀	272	40	25	35	600	Иск., соот.	0	—	—	—	—	—	—	—	—		
			H _B	274	274	290	322	119	225—322											
			ψ	92	85	102	121	60												
20	12X3BΦ	а	W ₀	309	40	25	35	600	Иск., соот.	0—10	—	—	—	—	—	—	—	—		
			H _B	317	317	327	375	121	305—375											
			ψ	116	122	126	144	64												
21	13X2,5BΦ	а	W ₀	34	34	34	34	30	Иск., соот.	0	—	—	—	—	—	—	—	—		
			H _B	297	297	332	362	130	297—332											
			ψ	115	122	124	139	69												
22	17X2,5BΦБ	б	W ₀	342	40	25	35	600	Иск., соот.	0—10	—	—	—	—	—	—	—	—		
			H _B	375	375	387	418	145	0—10											
			ψ	121	130	135	142	68	317—375											
23	20X2,5MBΦ (ЭИ-415)	б	W ₀	27	25	27	22	21	Иск., соот.	0—10	—	—	—	—	—	—	—	—		
			H _B	345	410	420	425	230	316—410											
			ψ	134	142	163	171	98												
24	20X2,5BΦ	б	W ₀	375	40	25	35	600	Иск., соот.	0—10	—	—	—	—	—	—	—	—		
			H _B	418	418	422	422	145	0—10											
			ψ	140	147	155	151	69	320—375											

Приложение III (продолжение)

№ по порядку	Марка стали	Тип пла- грамма ИМЕТ-1 и струб- циной длина на рис. 153	Механические свойства окисленной зоны при 20° Обозначения: W_0 - гряд/сек; H_B - кг/мм ² ; σ_b - кг/мм ² ; ψ , δ , φ - гряд/сек; $a_{0,025}$ - кг/мм ²												Кодировка маркиста, % (в числи- теле) и твер- дость HB доставляе- мые, соот- ветствующие пределама ΔV орг	CTS		кроссовая	
			W_0	H_B	σ_b	ψ	δ	φ	$a_{0,025}$	W_x	M_x HB	W_x	M_x HB						
25	20X2MФ	б	0,1	1,5	4,8	12	30	600	Исх. соот.	1-25 ($\psi \geq 40\%$ - ИМЕТ-1)	0-30 270-425	15	20	-	-				
			240	295	315	420	425	430	235										
			118	141	145	148	167	176	105										
			3	40	44	43	41	33	54										
26	11X2HMBФ	а	1	4,5	10	25	35	600	Исх. соот.	1-35 ($\psi \geq 25\%$ - ИМЕТ-1)	0-20 333-362	-	-	-	-				
			333	352	342	352	362	387	146										
			114	134	119	126	131	140	66										
			38	28	26	26	26	23	47										
27	13X2,5HBФ (тип ФИ-712)	а	1	4,5	10	2,5	35	600	Исх. соот.	1-35 ($\psi \geq 25\%$ - ИМЕТ-1)	0 297-342	-	-	-	-				
			297	313	322	342	352	352	158										
			113	118	122	130	136	136	73										
			26	24	27	25	25	20	31										
28	12X3HBФБ	а	1	4,5	10	25	35	600	Исх. соот.	Не ограничен ($\psi \geq 25\%$ - ИМЕТ-1)	0-5 315-352	-	-	-	-				
			345	315	315	315	322	352	174										
			112	112	114	118	122	132	77										
			27	30	30	27	26	26	45										
29	11X3HBФ	а	1	4,5	10	25	35	600	Исх. соот.	5-35 ($\psi \geq 25\%$ - ИМЕТ-1)	0 285-302	-	-	-	-				
			285	285	285	302	302	352	150										
			95	98	99	111	113	125	68										
			25	35	29	27	25	22	40										
30	10X3,5HBФБ	а	1	4,5	10	25	35	600	Исх. соот.	1-35 ($\psi \geq 25\%$ - ИМЕТ-1)	0 297-322	-	-	-	-				
			297	305	313	322	322	342	145										
			114	120	123	126	130	139	67										
			28	27	26	26	25	22	45										

Приложение III (продолжение)

№ по порядку	Марка стали	Тип диаграммы ИМЕТ-1 и турбо-диаграммы в табл. рис. 133	Механические свойства околонуговой зоны при 20°										Оптимальный интервал охлаждения Δt _{ост.} (в знаменателе), с указанием пределов по какой пробе выбран	Количество марганца, % (в числителе) и твердость НВ (в знаменателе), соответствующие пределам Δt _{ост.}	Пределы допустимых скорости охлаждения в процентах марганца Мн, % и твердости НВ в околонуговой зоне, при которых происходят трещины еще не образуются (по данным серии жестких проб)				
			Ф, %		Р, %		Э, %		С, %		Мн, %				CTS		Крестовая		
			W	HВ	W	HВ	W	HВ	W	HВ	W	HВ			W _к	HВ	W _к	HВ	
31	10Х4НВФБ	а	1	322	117	26	4,5	333	128	30	25	35	600	Исх. сост. 159	0-30 322-362	-	-	-	-
			2	342	141	27	4,5	342	141	27	25	35	600						
32	15Х2,5НВФБ (типа ЭИ-712)	б	1	322	125	18	4,5	342	138	27	25	35	600	Исх. сост. 178	0-10 342-372	-	-	-	-
			2	342	132	27	4,5	362	142	25	25	35	600						
33	17Х3,5НВФ (типа ЭИ-712)	б	1	333	128	22	4,5	352	134	26	25	35	600	Исх. сост. 206	0-25 352-395	40	25	400	-
			2	352	134	22	4,5	352	134	26	25	35	600						
34	22Х2,5НВФ (ЭИ-639)	б	1	322	124	26	4,5	322	123	26	25	35	600	Исх. сост. 313	0 322	10	10	400	-
			2	342	147	26	4,5	342	127	26	25	35	600						
35	12Х3,5ГВФБ	а	1	283	109	38	4,5	301	114	30	25	35	600	Исх. сост. 172	0 263-309	-	-	-	-
			2	283	114	30	4,5	301	114	30	25	35	600						
36	13Х3,5ГВФБ	а	1	313	117	34	4,5	342	137	34	25	35	600	Исх. сост. 140	0-10 313-342	-	-	-	-
			2	333	127	34	4,5	342	142	34	25	35	600						

Приложение III (продолжение)

№ по порядку	Марка стали	Тип диаграммы ИМЕТ-1 и структурной диаграммы на рис. 153	Механические свойства околонулевой зоны при 20°										Оптимальный интервал скорости охлаждения АУ, град/сек (с указанием в знаменателе), по каким свойствам и по какой пробе выбран	Количество маргениста, % (в числителе) и твердость НВ (в знаменателе), соотв. требованиям АУ орг	Предельные допустимые скорости охлаждения W_c , град/мм		Крестовый	
			W_c	H_B	σ_b	ψ	W_c	H_B	W_c	H_B	W_c	H_B						
37	15Х3.5ГВФ	а	1	4,5	10	25	35	600	Исх. сост.	Исх. сост. 170 69 38	5-35 ($\psi \geq 25\%$ — ИМЕТ-1)	0-15 331-352	-	-	-			
			331	332	352	362	600											
			112	115	124	138	240											
38	08Х3.5ГНВФ	а	1	4,5	10	25	35	600	Исх. сост.	Исх. сост. 140 63 38	Не ограничен ($\psi \geq 30\%$ — ИМЕТ-1)	0-10 277-371	-	-	-			
			277	277	277	331	600											
			93	95	98	102	240											
39	10Х3ГНВФБ	а	1	4,5	10	25	35	600	Исх. сост.	Исх. сост. 153 68 46	Не ограничен ($\psi \geq 25\%$ — ИМЕТ-1)	0-10 313-342	-	-	-			
			313	317	322	342	600											
			123	125	128	130	240											
40	30Х2ГСНМ	вА	0,08	1,5	5	12	45	600	Исх. сост.	Исх. сост. 240 410 37	-	-	-	-	-			
			350	482	500	530	600											
			136	215	218	220	235											
41	13Х3ГНВФБ	б	1	4,5	10	25	35	600	Исх. сост.	Исх. сост. 322 430 120 27	1-25 ($\psi \geq 25\%$ — ИМЕТ-1)	5 342	-	-	-			
			342	342	342	342	600											
			124	127	136	138	240											

Приложение III (продолжение)

№ по порядку	Марка стали	Тип диаграммы ИМЕТ-1 и ступенчатой диаграммы ИМЕТ-1 (рис. 183)	Механические свойства околочной зоны при 20° Обозначения: W ₀ - эрдибек; HB ₀ - кг/мм ² ; σ _b - кг/мм ² ; ψ, %, φ, ε - эрди, в.н., ε ₀ , ε ₀₂ , кг/мм ² /см ²										Оптимальный интервал скорости охлаждения ΔV опт, эрди/сек (с указанием в знаменателе) и твердость HB (по данным испытаний в виде проб)	Количество марганеца, % и твердость HB (в знаменателе), соответствующее ΔV опт	CTS		крестовая	
			W ₀	HB ₀	σ _b	ψ	φ	ε	ε ₀	ε ₀₂	W _κ	HB			W _κ	HB		
42	42X2ГСНМ	вА	W ₀	1,5	12	45	100	600	Исх. сост.	Исх. сост. 200	—	—	—	—	—	—	—	
			HB ₀	337	513	543	546	560	80									
			σ _b	150	230	240	230	—	0									57
43	43X3СНМФА	вА	W ₀	0,08	1,0	5	12	40	600	Исх. сост.	Исх. сост. 202	—	—	—	—	—	—	
			HB ₀	430	585	600	602	607	202									
			σ _b	190	255	—	—	—	0	37								
44	15X12НМВФА (ЭИ-962А)	В	W ₀	0,2	1,2	5	10	60	600	Исх. сост.	Исх. сост. 225	Не ограничен (φ ≥ 40%, ИМЕТ-1)	~100 420—475	—	—	—	—	
			HB ₀	420	495	490	485	475	225									
			σ _b	150	167	170	168	168	85	51								
45	08X12		W ₀	0,1	1,0	5	10	60	600	Исх. сост.	Исх. сост. 156	Не ограничен (φ ≥ 18—20%, ИМЕТ-1)	0 127—220	—	—	—	—	
			HB ₀	127	178	182	196	210	220	156								
			σ _b	69	86	89	95	100	69	62								
46	10X13	вБ	W ₀	0,1	1,0	5	10	60	600	Исх. сост.	Исх. сост. 192	Не ограничен (φ ≥ 17%, ИМЕТ-1)	0—100 ≤ 380	8*	100	380	—	
			HB ₀	320	355	400	422	395	192									
			σ _b	161	162	160	152	150	150	125								46

* См. список на стр. 322.

Приложение III (продолжение)

№ по порядку	Марка стали	Тип диаграммы и структурной диаграммы на рис. 133	Механические свойства околочной зоны при 20°										Отпаленный интервал скоростей охлаждения ΔT от град/сек (с указанием по какой диаграмме выбран) (пробе выбран)	Количество марленга, % (в числителе) и количество HB (в знаменателе), соответствующие пределам ΔT от	Предельные допустимые скорости охлаждения W, град/сек		Предельная допустимая твердость HB в околочной зоне, при которых холодные трещины еще не образуются (по данным испытаний)	
			W _B	H _B	σ _B	ψ	W _B	H _B	σ _B	ψ	W _B	H _B			σ _B	ψ	W _K	H _B
47	20X13	вБ	0,1	1,0	5	10	60	Исх. сост.	Нет	—	—	—	—	—	—	—	—	
			387	480	490	485	495	494										166
48	15X11MФ	вБ	0,1	1,0	4,2	15	40	Исх. сост.	≤ 40 (ψ ≥ 20% — ИМЕТ-1)	0—100 ≤ 395	25*	100 390	—	—	—	—	—	
			188	198	207	206	210	210										7
49	15X11ВФ	вБ	0,1	1,0	3	15	40	Исх. сост.	≥ 40 (ψ ≥ 18—20% — ИМЕТ-1)	0—100 ≤ 395	25*	100 390	—	—	—	—	—	
			260	333	363	390	392	390										240
50	15X11MФБ (ЭИ-800)	вБ	0,1	1,0	4,5	15	40	Исх. сост.	≤ 40 (ψ ≥ 17—20% — ИМЕТ-1)	0 ≤ 320	40*	100 320	—	—	—	—	—	
			168	165	165	164	166	164										98
51	25X11MФ (ЭИ-801)	вБ	0,1	0,6	5	15	40	Исх. сост.	Нет	—	—	—	—	—	—	—	—	
			170	166	168	168	166	165										5

* См. список на стр. 322.

Приложение III (окончание)

№ по порядку	Марка стали	Тип металла ИМЕТ-1 и структурной диаграммы в рис. 153	Механические свойства околочной зоны при 20° Обозначение: W_0 , HB_0 ; ψ_0 , ψ ; $\sigma_{0.2}$, $\sigma_{0.1}$; $\sigma_{0.05}$, $\sigma_{0.01}$										Оптимальный интервал скоростей окладения $\Delta W_{отг}$, $\sigma_{0.2}$ (с указанием в скобках свойств и по какой пробе выбран)	Количество карбидов, $\sigma_{0.2}$ и твердость HB (в знаменателе) и твердость HB (в числителе) соответствующие $\Delta W_{отг}$	Пределы допускаемые свойства металла в зоне, при которых холоднопрочины еще не образуются (по данным при ластках проб)			
			CTS				кромочная											
			W_0	HB_0	W_0	HB_0	W_0	HB_0	W_0	HB_0								
52	13X12H2MФ	вВ	W_0	0.1	1.0	15	38	160	600	Исх. сост.	Не ограничен ($\psi \geq 45\%$ ИМЕТ-1)	~ 95 $420 \div 440$	—	—	—	—		
			HB_0	426	428	450	440	430	425								100	
			ψ_0	151	153	159	155	152	144								52	
53	15X12BMФ (ЭИ-802)	вВ	W_0	0.1	1.0	5	15	45	600	Исх. сост.	≤ 25 ($\psi \geq 12\%$ ИМЕТ-1)	0—100 ≤ 395	25*	100 380	—	—		
			HB_0	260	360	370	380	380	390								225	
			ψ_0	150	170	168	169	168	141								32	
54	15X12BMФ с Ti, N и B (ЭИ-803)	вВ	W_0	0.1	0.5	5	15	30	600	Исх. сост.	Нет	—	—	—	—	—		
			HB_0	400	475	474	472	474	482								200	
			ψ_0	158	156	160	164	162	165								83	

Примечания: 1. Термические циклы околочной зоны, принятые при испытании образцов ИМЕТ-1, см. табл. 5 и рис. 17; радиус оправки при изгибе был равен толщине образцов (3 мм); надрез при испытании на удар имел радиус 1 мм и глубину 1 мм; 2. Образцы ИМЕТ-1 из сталей 40ХГСА, 45ХМА, 45ХНМТ, 40ХГНМТ, 30ХГСНМТ, 42ХГСНМТ, 42ХГСНМФА, 35ХВФА и 35ХМФА испытывали на растяжение в стандартных машинах, а образцы всех остальных сталей — в машине ИМЕТ-1; в последнем случае из-за более высокой скорости деформации (80—100 проц/сек на базе 10 мм) ψ на 25—35% ниже, чем в первом; прочерки в строках $\sigma_{0.2}$ при высоких W_0 поставлены из-за режущего наделения прочности в связи с распространением; 3. Механические свойства и $\Delta W_{отг}$ околочной зоны для некоторых из этих сталей, по данным наливковой пробы и пробы Шпагера, приведены в табл. 38.

Приложение IV

Зависимость механических свойств околошовной зоны при односторонней сварке сплавов титана от скорости охлаждения и оптимальные интервалы скорости охлаждения (рис. 166). Свойства — усредненные из пяти испытаний образцов ИМЕТ-1 (рис. 21, б)

№ п. п.	Марка сплава и толщина листов	Механические свойства околошовной зоны при 20°.						Исх. сост.	Оптимальный интервал скорости охлаждения $\Delta W_{\text{опт}}$, град/сек (с указанием — по каким свойствам выбран)
		W_0	$H\dot{B}$	σ_b	ψ	φ	a_H		
1	ИМП-1А (1) (2 мм)	W_0	1	20	60	—	600	Исх. сост.	10—100 (пластические свойства низкие: $\psi = 7\%$ и $\varphi = 30 \div 48^\circ$)
		$H\dot{B}$	220	213	219	—	270		
		σ_b	96	99	105	—	141		
		ψ	4,3	7,2	7,5	—	1,5		
		φ	28	48	36	—	13		
2	ИМП-1А (2 мм)	W_0	1	20	60	200	600	Исх. сост.	4—150 ($\psi > 20\%$ и $\varphi > 80^\circ$)
		$H\dot{B}$	207	198	218	218	265		
		σ_b	107	106	106	106	120		
		ψ	17	24	23	21	10		
		φ	79	86	100	70	51		
3	ВТ1 (2 мм)	W_0	1	20	60	—	600	Исх. сост.	3—400 ($\psi > 30\%$) 1—500 ($\psi > 25\%$)
		$H\dot{B}$	230	210	207	—	234		
		σ_b	53	57	58	—	69		
		ψ	24	38	36	—	29		
		φ	—	—	—	—	—		
4	Ti — 3,7% Al (45 мм)	W_0	1,3	8	20	150	600	Исх. сост.	4—500 ($\psi > 25\%$, $\varphi > 60^\circ$)
		$H\dot{B}$	240	242	245	260	300		
		σ_b	92	90	88	98	103		
		ψ	20	27	30	30	25		
		φ	62	66	70	78	58		
5	ВТ5 (5% Al) (3 мм)	W_0	0,8	30	60	—	600	Исх. сост.	5—50 ($\psi > 20\%$, $\varphi > 80^\circ$) 1—600 ($\psi > 20\%$, $\varphi > 60^\circ$)
		$H\dot{B}$	267	263	267	—	290		
		σ_b	80	104	100	—	115		
		ψ	22	23	23	—	22		
		φ	75	88	76	—	60		
6	ВТ5 (5% Al) (поковка)	W_0	1	20	80	—	600	Исх. сост.	1—200 ($\psi > 20\%$, $\varphi > 60^\circ$)
		$H\dot{B}$	213	266	272	—	252		
		σ_b	109	106	107	—	112		
		ψ	25	21	23	—	15		
		φ	60	60	70	—	50		
7	Ti — 3% Al на сырье ИМП-1А (3 мм)	W_0	1	50	70	—	600	Исх. сост.	1—70 (пластические свойства низкие: $\psi = 18 \div 21\%$, $\varphi = 30 \div 50^\circ$)
		$H\dot{B}$	215	245	258	—	276		
		σ_b	75	106	106	—	110		
		ψ	18	21	18	—	13		
		φ	50	30	30	—	30		
8	Ti — 3% Mn на сырье ИМП-1А (3 мм)	W_0	1	20	50	—	600	Исх. сост.	7—25 (пластические свойства низкие: $\psi = 15 \div 18\%$)
		$H\dot{B}$	282	276	302	—	550		
		σ_b	115	112	149	—	122		
		ψ	9	18	8	—	3		
		φ	—	—	—	—	—		
9	Ti — 3% W на сырье ИМП-1А (3 мм)	W_0	0,6	30	60	—	600	Исх. сост.	7—50 ($\psi > 20\%$)
		$H\dot{B}$	223	222	264	—	280		
		σ_b	112	118	120	—	132		
		ψ	12	24	20	—	13		
		φ	—	—	—	—	—		
10	ОТ4-1 (1,59% Al — 1,07% Mn) (3,5 мм)	W_0	—	12	40	200	600	Исх. сост.	18—100 ($\psi > 23\%$, $\varphi > 70^\circ$) 12—150 ($\psi > 20\%$, $\varphi > 60^\circ$)
		$H\dot{B}$	—	192	230	250	300		
		σ_b	—	80	80	95	109		
		ψ	—	20	27	24	20		
		φ	—	66	90	54	40		
11	ОТ4 (А) (2,8% Al — 1,2% Mn) (5 мм)	W_0	2,5	35	—	150	600	Исх. сост.	2,5—400 ($\psi > 30\%$, $\varphi > 80^\circ$)
		$H\dot{B}$	205	215	—	230	280		
		σ_b	83	90	—	95	110		
		ψ	30	34	—	44	29		
		φ	80	130	—	125	60		

Приложение IV (продолжение)

№ п. п.	Марка сплава и толщина листов	Механические свойства околшовной зоны при 20°							Оптимальный интервал скорости охлаждения ΔW _{опт} град/сек (с указанием — по каким свойствам выбран)
		W ₀ , кг/мм ²	σ _b , кг/мм ²	ψ, %	φ, град	a _н , кг/см ²	HВ	Исх. сост.	
12	ОТ4(В) (3 ⁰ / ₀ Al — — 1,8 ⁰ / ₀ Mn) (3 мм)	W ₀	1,2	5	30	200	600	Исх. сост. 9—60 (ψ > 23 ⁰ / ₀ , φ > 70°) 3—200 (ψ > 20 ⁰ / ₀ , φ > 60°)	
		HВ	210	212	230	242	310		
		σ _b	98	101	110	112	137		
		ψ	17	22	27	30	16		
		φ	66	68	82	60	30		
		a _н	9	7,5	7,8	8,0	3,5		
13	ОТ4(В) (3 ⁰ / ₀ Al — — 2 ⁰ / ₀ Mn) (3 мм)	W ₀	1	30	—	100	600	Исх. сост. 7—70 (ψ > 23 ⁰ / ₀ , φ > 80°) 1—200 (ψ > 20 ⁰ / ₀ , φ > 60°)	
		HВ	225	230	—	262	338		
		σ _b	95	99	—	103	130		
		ψ	28	27	—	21	16		
		φ	60	90	—	71	42		
		a _н	—	—	—	—	—		
14	ОТ4-2 (7,5 ⁰ / ₀ Al — — 1,5 ⁰ / ₀ Mn) (3 мм)	W ₀	2	12	20	150	600	Исх. сост. 15—60 (пластические свойства ниже: ψ = 18—19 ⁰ / ₀ , φ = 30—33°)	
		HВ	290	300	300	310	380		
		σ _b	109	117	119	123	143		
		ψ	28	18	19	19	9		
		φ	26	27	33	27	11		
		a _н	5,8	4	3,7	4,5	1,6		
15	НРМ-2 (3 мм)	W ₀	1	6	30	150	600	Исх. сост. 20—120 (ψ > 30 ⁰ / ₀ , φ > 80°) 12—350 (ψ > 28 ⁰ / ₀ , φ > 60°)	
		HВ	248	225	225	237	242		
		σ _b	90	90	100	100	142		
		ψ	14	22	40	30	38		
		φ	28	37	92	78	50		
		a _н	4	7	10,5	9	8		
16	АТ3Н (2,68 ⁰ / ₀ Al — — 0,87 ⁰ / ₀ Cr, Fe, Si, B) (3 мм)	W ₀	1	—	40	95	600	Исх. сост. 25—60 (ψ > 23 ⁰ / ₀) 10—300 (ψ > 20 ⁰ / ₀)	
		HВ	215	—	225	225	250		
		σ _b	88	—	85	85	98		
		ψ	11	—	25	22	19		
17	АТ3С (3,02 ⁰ / ₀ Al — — 1,59 ⁰ / ₀ Cr, Fe, Si, B) (3 мм)	W ₀	1,5	—	40	150	600	Исх. сост. 8—150 (ψ > 27 ⁰ / ₀ , φ > 120°) 258 1,5—350 (ψ > 25 ⁰ / ₀ , φ > 80°)	
		HВ	240	—	275	340	380		
		σ _b	102	—	105	110	132		
		ψ	25	—	29	27	19		
		φ	85	—	150	120	25		
18	АТ3В (3,42 ⁰ / ₀ Al — — 2,28 ⁰ / ₀ Cr, Fe, Si, B) (3 мм)	W ₀	1	—	40	95	600	Исх. сост. 2—100 (ψ > 23 ⁰ / ₀ , φ > 60°)	
		HВ	310	—	315	330	425		
		σ _b	115	—	120	117	155		
		ψ	22	—	26	20	12		
		φ	70	—	65	65	20		
		a _н	—	—	—	—	—		
19	АТ4Н (4,05 ⁰ / ₀ Al — — 0,63 ⁰ / ₀ Cr, Fe, Si, B) (3 мм)	W ₀	2	—	50	100	600	Исх. сост. 2—300 (ψ > 23 ⁰ / ₀ , φ > 80°)	
		HВ	225	—	225	245	300		
		σ _b	100	—	100	100	114		
		ψ	23	—	32	29	28		
		φ	85	—	90	95	75		
		a _н	—	—	—	—	—		
20	АТ4С (4,32 ⁰ / ₀ Al — — 1,28 ⁰ / ₀ Cr, Fe, Si, B) (3 мм)	W ₀	1	—	30	100	600	Исх. сост. 5—120 (ψ > 23 ⁰ / ₀ , φ > 80°)	
		HВ	295	—	290	310	390		
		σ _b	125	—	125	125	155		
		ψ	25	—	23	28	16		
		φ	80	—	95	80	25		
		a _н	—	—	—	—	—		
21	АТ4В (5,22 ⁰ / ₀ Al — — 2,74 ⁰ / ₀ Cr, Fe, Si, B) (3 мм)	W ₀	2	—	60	100	600	Исх. сост. 20—75 (ψ > 22 ⁰ / ₀ , φ > 55°)	
		HВ	320	—	328	344	475		
		σ _b	125	—	114	130	167		
		ψ	9	—	26	18	0		
		φ	50	—	55	55	3		
		a _н	—	—	—	—	—		
22	АТ8Н (7,06 ⁰ / ₀ Al — — 0,73 ⁰ / ₀ Cr, Fe, Si, B) (3 мм)	W ₀	1	—	35	80	600	Исх. сост. 1—600 (пластические свойства ниже: ψ = 15 ÷ 17 ⁰ / ₀ , φ = 50 ÷ 55°)	
		HВ	280	—	290	300	365		
		σ _b	105	—	110	112	114		
		ψ	15	—	16	17	16		
		φ	50	—	50	50	55		
		a _н	—	—	—	—	—		

Приложение IV (окончание)

№ п. п.	Марка сплава и толщина листов	Механические свойства околошовной зоны при 20°						Исх. сост.	Оптимальный интервал скорости охлаждения $\Delta W_{\text{опт}}$ град/сек (с указанием — по каким свойствам выбран)	
		Обозначения: W_0 , град/сек; $H\dot{B}$, кг/мм ² ; σ_b , кг/мм ² ; ψ , %; φ , град; $a_{\text{ц}}$, кг/см ²								
23	ВТ6С (4,56% Al — — 3,36% V) (16 мм)	W_0	1,2	13	30	150	600	Исх. сост. ($\psi > 25\%$, $\varphi > 30^\circ$)	6—150 ($\psi > 25\%$, $\varphi > 30^\circ$)	
		$H\dot{B}$	315	300	322	350	370			
		σ_b	102	100	110	110	115			112
		ψ	23	28	28	30	23			23
		φ	20	33	32	30	26			30
24	ВТ6 (6% Al — — 4% V) (3 мм)	W_0	2	—	30	110	600	Исх. сост. ($\psi > 20\%$)	2—40 ($\psi > 20\%$)	
		$H\dot{B}$	300	—	300	325	355			285
		σ_b	112	—	112	120	123			113
		ψ	22	—	22	15	18			26
25	ВТ14(Б) (4,05% Al — — 2,8% Mo — — 0,88% V) (3 мм)	W_0	3	15	22	70	600	Исх. сост. ($\psi > 20\%$, $\varphi > 30^\circ$)	3—12 ($\psi > 20\%$, $\varphi > 30^\circ$)	
		$H\dot{B}$	285	305	340	340	392			280
		σ_b	117	126	128	133	149			137
		ψ	24	18	16	6	6			30
		φ	42	29	22	14	8			36
26	ВТ14 (4,5% Al — — 3,5% Mo) (3 мм)	W_0	1,4	15	27	150	600	Исх. сост. ($\psi > 13\%$, $\varphi > 30^\circ$) ($\psi = 10\%$, $\varphi > 30^\circ$)	1—8 ($\psi > 13\%$, $\varphi > 30^\circ$) 400—600 ($\psi = 10\%$, $\varphi > 30^\circ$)	
		$H\dot{B}$	290	315	350	360	340			310
		σ_b	115	120	125	137	130			140
		ψ	18	12	11	7	10			23
		φ	35	27	23	18	36			19
27	ВТ14(А) (4,1% Al — — 3,23% Mo — — 1,16% V) (3 мм)	W_0	1	9	22	150	600	Исх. сост. ($\psi > 20\%$, $\varphi > 30^\circ$) ($\psi > 15\%$, $\varphi > 30^\circ$)	2—15 ($\psi > 20\%$, $\varphi > 30^\circ$) 300—600 ($\psi > 15\%$, $\varphi > 30^\circ$)	
		$H\dot{B}$	285	270	330	370	332			310
		σ_b	121	122	128	142	127			140
		ψ	20	21	8	6	18			44
		φ	24	38	28	10	44			47
		$a_{\text{ц}}$	5,5	7	4,5	3	7			7
28	ВТ16 (2,62% Al — — 7,5% Mo) (3 мм)	W_0	2	15	40	180	600	Исх. сост. ($\psi > 30\%$, $\varphi > 90^\circ$)	60—600 ($\psi > 30\%$, $\varphi > 90^\circ$)	
		$H\dot{B}$	310	310	300	250	230			250
		σ_b	134	133	132	126	113			112
		ψ	18	11	23	45	63			52
		φ	33	42	43	180	180			180
29	ВТ15 (3,5% Al — — 7,5% Mo — — 11% Cr) (2,8 мм)	W_0	1,3	10	20	150	600	Исх. сост. ($\psi > 30\%$) 1—600 ($\psi > 20\%$)	6—600 ($\psi > 30\%$) 1—600 ($\psi > 20\%$)	
		$H\dot{B}$	350	300	305	305	300			310
		σ_b	115	115	122	120	118			118
		ψ	21	35	33	36	40			33

Примечания. 1. Термические циклы, принятые по методике ИМЕТ-1, указаны в табл. 5 б и на рис. 17. 2. При испытании на изгиб радиус оправки был равен толщине образцов ИМЕТ-1, т. е. соответственно 2 или 3 мм.

О Г Л А В Л Е Н И Е

	Стр.
От редактора	5
Введение	8
Г л а в а I. Превращения в сталях и сплавах титана в изотермических условиях	11
§ 1. Основные виды превращений в сталях и сплавах титана в твердом состоянии	11
§ 2. Особенности фазовых превращений железа, титана и их сплавов с позиций общей термодинамической теории и представлений о несовершенствах кристаллического строения твердых металлов	13
§ 3. Кинетика фазовых превращений сталей и сплавов титана. Диффузионные превращения	24
§ 4. Кинетика фазовых превращений сталей и сплавов титана. Мартенситные и промежуточные превращения	31
Г л а в а II. Условия протекания фазовых превращений в основном металле при сварке плавлением	38
§ 1. Строение зоны термического влияния в сварных соединениях сталей и сплавов титана	38
§ 2. Термические циклы околошовной зоны при сварке и наплавке сталей и титана	40
§ 3. Изменение деформаций и напряжений в околошовной зоне при сварке сталей и сплавов титана	44
Г л а в а III. Методы и аппаратура для исследования фазовых превращений, изменений структуры и свойств металлов при сварке	51
§ 1. Общая характеристика методов исследования	51
§ 2. Быстродействующий dilatометр ИМЕТ-ДБ для исследования кинетики фазовых превращений в условиях термических циклов сварки	52
§ 3. Машина и методика ИМЕТ-1 для исследования влияния параметров термических циклов сварки и пластической деформации на структуру и свойства металлов	59
§ 4. Високотемпературный вакуумный микроскоп ИМЕТ-ВМД с деформирующим устройством и dilatометром для исследования влияния пластической деформации на фазовые превращения и задержанное разрушение металлов	66
§ 5. Валиковая проба МВТУ и пробы Х. Шнадта и Ю. Чабелки для исследования влияния режимов и технологии сварки на свойства и структуру зоны термического влияния	68
§ 6. Машина и методика ИМЕТ-4 для исследования сопротивляемости металлов задержанному разрушению при сварке и термомеханической обработке	72
§ 7. Сварные жесткие пробы для оценки сопротивляемости сталей и сплавов титана образованию холодных трещин	76
Г л а в а IV. Фазовые превращения при непрерывном нагреве, гомогенизации и рост зерна сталей и сплавов титана при сварке	80
§ 1. Особенности фазовых превращений сталей и сплавов титана при непрерывном нагреве	80
§ 2. Превращение в аустенит углеродистых и легированных сталей при сварке	83

§ 3.	Превращение альфа-фазы в бета-фазу в техническом титане при сварке.	91
§ 4.	Гомогенизация аустенита сталей в изотермических условиях и при непрерывном нагреве до невысоких температур	92
§ 5.	О причинах высокотемпературной неоднородности	95
§ 6.	Кинетика процесса гомогенизации аустенита в околошовной зоне углеродистых и легированных сталей при различных способах сварки.	100
§ 7.	Неоднородность аустенита по ширине зоны полной перекристаллизации при сварке углеродистых и легированных сталей	107
§ 8.	Кинетика процесса гомогенизации бета-фазы технического титана в околошовной зоне при сварке. Взаимосвязь между процессами гомогенизации и роста зерна	109
§ 9.	Рост зерна сталей и сплавов титана в изотермических условиях	112
§ 10.	Особенности кинетики роста зерна в околошовной зоне сталей и сплавов титана при сварке	115
§ 11.	Влияние параметров термического цикла сварки и состава сталей на рост зерна	118
§ 12.	Сопоставление склонности сталей к росту зерна при сварке и изотермическом нагреве	126
§ 13.	Влияние параметров термического цикла сварки и состава сплавов титана на рост зерна	127
§ 14.	Общая характеристика изменения состояния аустенита в околошовной зоне углеродистых и легированных сталей при различных способах сварки	131
Глава V. Фазовые превращения в сталях и сплавах титана в условиях непрерывного охлаждения при сварке		133
§ 1.	Особенности фазовых превращений в условиях непрерывного охлаждения	133
§ 2.	Превращения аустенита в условиях термических циклов сварки. Влияние состава и исходной структуры стали, степени гомогенизации и размера зерна аустенита на кинетику превращения	144
§ 3.	Влияние пластической деформации аустенита на кинетику мартенситного превращения при сварке, термической и термомеханической обработке	164
§ 4.	Влияние пластической деформации на устойчивость аустенита при температурах бейнитного превращения в условиях сварки, изотермической закалки и низкотемпературной термомеханической обработки.	172
§ 5.	Влияние скорости охлаждения на кинетику мартенситного превращения при сварке	183
§ 6.	Требования к условиям построения диаграмм анизотермического превращения аустенита с целью их использования для выбора технологии и режимов сварки перлитных сталей	185
§ 7.	Превращения бета-фазы сплавов титана в условиях термических циклов сварки	188
Глава VI. Задержанное разрушение сталей и сплавов титана и образование холодных трещин при их сварке		202
§ 1.	Современные представления о механизме задержанного разрушения закаляющихся сталей и образования холодных трещин при их сварке.	202
§ 2.	О роли вакансий в механизме задержанного разрушения закаленной стали	208
§ 3.	Влияние пластической деформации аустенита на сопротивляемость закаленной стали задержанному разрушению	217
§ 4.	Влияние скорости охлаждения и других параметров термического цикла сварки на сопротивляемость закаляющихся сталей задержанному разрушению в околошовной зоне	220
§ 5.	Влияние состава стали и ее структурного состояния в околошовной зоне на сопротивляемость образованию холодных трещин при сварке изделий различной жесткости. Скорость охлаждения как критерий выбора режимов и технологии сварки закаляющихся сталей	223
§ 6.	Особенности задержанного разрушения сплавов титана и образования холодных трещин при сварке в сравнении со сталями	232
§ 7.	Механизмы задержанного разрушения сплавов титана с низким и высоким пределами текучести. Влияние газов и легирующих элементов на сопротивляемость задержанному разрушению и образованию холодных трещин	235
Глава VII. Регулирование структуры и механических свойств сварных соединений сталей и сплавов титана при сварке и последующей термической и термомеханической обработке		248
§ 1.	Общие критерии выбора режимов и технологии сварки сталей	248
		335

§ 2. Характеристики свариваемости теплоустойчивых и высокопрочных сталей с 0,5—3,5% хрома	251
§ 3. Характеристики свариваемости жаропрочных сталей с 12% хрома	257
§ 4. Характеристики свариваемости низколегированных сталей повышенной прочности	261
§ 5. Низкотемпературная термомеханическая обработка сварных соединений закаливаемых сталей	267
§ 6. Общие критерии выбора режимов и технологии сварки сплавов титана	277
§ 7. Характеристики свариваемости технического титана	279
§ 8. Характеристики свариваемости альфа и альфа+бета-сплавов титана мартенситного класса	281
§ 9. Характеристики свариваемости сплавов титана с альфа+бета-структурой	288
§ 10. Механико-термическая обработка сплавов титана с метастабильной бета-фазой	294
Литература	299
Приложения	309
I. Химический состав и механические свойства исследованных сталей	311
II. Химический состав и механические свойства исследованных сплавов титана	316
III. Зависимость механических свойств околошовной зоны при односторонней сварке от скорости охлаждения W_0 и критерии выбора режимов сварки исследованных сталей. Данные методики ИМЕТ-1, валиковой пробы, пробы СТС и крестовой пробы	320
IV. Зависимость механических свойств зоны при односторонней сварке сплавов титана от скорости охлаждения и оптимальные интервалы скорости охлаждения	331

Минас Хачатурович Шоршоров

Металловедение сварки стали и сплавов титана

*

Утверждено к печати Институтом металлургии им. А. А. Байкова

*

Редактор А. А. Приклонский

Художник А. Я. Михайлов. Технический редактор П. С. Кашина

*

Сдано в набор 6/III 1965 г. Подписано к печати 30/VI 1965 г. Формат 70×108^{1/16}. Печ. л. 21 = 28,7 усл. п. л. Уч.-изд. л. 28. Тираж 3000. Т.-08100. Изд. № 3950/65. Тип. зак. № 131. Сводн. темплаг метал. № 168 1965 г.

Цена 2 р. 16 к.

Издательство «Наука». Москва, К-62, Подосенский пер., 21
1-я типография Издательства «Наука». Ленинград, В-34, 9 линия, д. 12

ИСПРАВЛЕНИЯ

Страница	Строка	Напечатано	Должно быть
180	3 св.	C/C_p	C/C_{cp}
	18 св.		
	20 св.		
183	13 св.	1 м.м/сек	1 км/сек

М. Х. Шорпоров.