

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

Г. Н. Соколов, И. В. Зорин,  
А. А. Артемьев, Ю. Н. Дубцов

# МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ СВАРКИ

*учебно-методическое пособие*



Волгоград  
2016

УДК 669.017(075)

## Р е ц е н з е н т ы

начальник исследовательско-технологической группы ЦКИ  
АО «ВМЗ «Красный октябрь»  
канд. техн. наук, С. С. Сычева;

научный сотрудник лаборатории неразрушающих методов  
контроля и технической диагностики  
АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»,  
канд. техн. наук, И. В. Сергеев;

Издается по решению редакционно-издательского совета  
Волгоградского государственного технического университета

Металловедение сварки: учебно-метод. пособие / сост. Г. Н. Соколов,  
И. В. Зорин, А. А. Артемьев, Ю. Н. Дубцов / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. –  
80 с.

В учебно-методическом современные данные по теории и практике  
металловедения свариваемых сталей и сплавов, необходимые для изучения  
специальных (профильных) дисциплин: «Металловедение сварки сталей, сплавов и  
биметаллов», «Металловедение сварки трубных сталей», «Металловедение сварки  
сталей нефтехимического назначения», «Специальные главы теории термической  
обработки».

Учебно-методическое пособие предназначено для студентов магистрантов,  
обучающихся по направлению 15.04.01 «Машиностроение» с профилем подготовки  
«Оборудование и технология сварочного производства».

© Волгоградский государственный  
технический университет

## Оглавление

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ СТАЛЕЙ НЕФТЕХИМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ И ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ.....	5
<b>1. Высокопрочные низколегированные трубные стали.....</b>	<b>5</b>
1.1 Основные сведения о трубных сталях.....	5
1.2 Особенности микролегирования трубных сталей.....	8
1.3 Принципы упрочнения и упрочняющие фазы в трубных сталях.....	11
<b>2. Стали и сплавы со структурой метастабильного аустенита.....</b>	<b>17</b>
2.1 Общие сведения.....	17
2.1. Особенности строения и превращений структуры метастабильных сталей аустенитного класса.....	18
2.2. Способы упрочнения метастабильных сталей аустенитного класса.....	22
2.3. Наплавленный металл со структурой метастабильного аустенита.....	23
ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ.....	28
<b>1. ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 1.....</b>	<b>28</b>
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ.....	28
<b>2. ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 2.....</b>	<b>35</b>
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ОДНОФАЗНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ.....	35
<b>3. ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 3.....</b>	<b>40</b>
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ ШВОВ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ.....	40
<b>4. ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 4.....</b>	<b>50</b>
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА.....	50
ПРАКТИЧЕСКИЕ РАБОТЫ.....	56
<b>ПРАКТИЧЕСКОЕ ЗАНЯТИЕ № 1.....</b>	<b>56</b>
ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ.....	56
<b>ПРАКТИЧЕСКОЕ ЗАНЯТИЕ № 2.....</b>	<b>62</b>
ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ.....	62
<b>ПРАКТИЧЕСКОЕ ЗАНЯТИЕ № 3.....</b>	<b>67</b>
ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ.....	67
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	72
Приложение 1.....	75
Приложение 2.....	79

# МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ СТАЛЕЙ НЕФТЕХИМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ И ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

## 1. Высокопрочные низколегированные трубные стали

### 1.1 Основные сведения о трубных сталях

Стали для строительных конструкций, в том числе и для магистральных газопроводов, классифицируют обычно либо по структурному признаку, либо по уровню механических свойств в готовом прокате.

Классификация по структурному признаку отражает взаимосвязь между химическим составом стали и ее структурой после горячей прокатки. Различают стали четырех классов: феррито-перлитного, феррито-бейнитного, бейнитного и мартенситного. Каждому классу стали соответствует определенный уровень основных свойств проката, изготовленного из нее после горячей прокатки, нормализации или термического улучшения.

Наиболее распространенной классификацией сталей для магистральных газопроводов в отечественных и зарубежных стандартах является классификация по уровню основных механических свойств в готовом прокате, главным образом по временному сопротивлению и пределу текучести.

В нормативных документах на стали для магистральных газопроводов (ГОСТы, Технические условия) даются общие рекомендации по базовому химическому составу и маркам низколегированных сталей, обеспечивающих изготовление проката требуемых класса прочности и категории хладостойкости. По таким принципам разработаны и современные зарубежные стандарты на прокат: ASTM A633/A633V; ISO 630 и др. Типичный фактический химический состав сталей для труб магистральных газопроводов представлен в таблице 1.

Требования к трубам, производимым отечественными предприятиями, регламентированы Строительными нормами и требованиями СНиП 2.05.06 (Россия). Требования к трубам и сталям, из которых они свариваются, производимым зарубежными фирмами, основываются, как правило, на стандарте Американского нефтяного института (API) и поставляются по спецификациям: SLX – прямошовные трубы и SLS – спиральношовные трубы.

Таблица 1

## Химический состав сталей для труб магистральных газопроводов

Марка стали	Химический состав стали, % вес.								
	C	Mn	Si	S	P	Ti	Nb	V	Al
17ГС	0,15-0,21	1,15-1,45	0,40-0,60	0,015-0,035	0,012-0,036	-	-	-	-
17Г1С	0,15-0,21	1,15-1,55	0,40-0,60	0,015-0,035	0,012-0,030	-	-	-	-
09Г2ФБ	0,09-0,14	1,35-1,7	0,20-0,35	0,005-0,008	0,10-0,020	0,01-0,04	0,03-0,05	0,06-0,10	-
10Г2ФБ	0,09-0,13	1,55-1,70	0,17-0,37	0,01-0,02	0,014-0,025	0,01-0,035	0,02-0,04	0,08-0,10	-
API5L	0,12-0,22	0,35-0,60	0,15-0,30	0,005-0,020	0,011-0,025				

В России принята методика расчета трубопроводов на прочность по предельным состояниям – при достижении металлом труб временного сопротивления. Поэтому эта характеристика является основным расчетным параметром и индексирует класс прочности трубы (стали). В таблице 2 приведены требования к сталям для труб различных классов прочности, изготавливаемых на предприятиях России.

Таблица 2

## Взаимосвязь класса прочности, диаметра трубы и марки стали

Класс	Максимальный диаметр	Марка	$\sigma_s$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , Н/мм <sup>2</sup>
K46	1020	14Г2Б	440	310
K52	1220. 1220	17Г1С-У	520	370
K54	1020. 1220	13Г2АФ	540	370
K56	1220. 1420	09Г2ФБ	560	430
K58	1220	13Г1СБ	570	490
K58	1020	10Г2ФБЮ	590	480
K60	1420 (7.5 МПа)	17Г2АФ	600	450
K60	1420 (8.4 МПа)	10Г2ФБ	590	480
K60	1420 (10 МПа)	10Г2ФБ	590	490
K65	1420	16ГФБ	686	539

За рубежом основной расчетной характеристикой трубопровода является предел текучести. Соответственно в обозначении стали содержится предел текучести в фунтах/дюйм<sup>2</sup> (таблица 3).

Для проката каждого класса прочности нормируются механические свойства при растяжении и ударная вязкость при отрицательных температурах (хладостойкость). При этом в зависимости от требований прокат изготавливают 15 категорий хладостойкости.

Кроме того, регламентируется также отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ , которое не должно превышать 0,85, а для высокопрочных сталей  $\leq 0,9$ .

Таблица 3.

Классификация сталей для труб магистральных газопроводов в соответствии с API

Класс прочности	$\sigma_{0,2}$		$\sigma_b$	
	фунт/дюйм <sup>2</sup>	Н/мм <sup>2</sup>	фунт/дюйм <sup>2</sup>	Н/мм <sup>2</sup>
X42	42 000	289	60 000	413
X46	46 000	317	63 000	433
X52	52 000	358	66 000	455
X56	56 000	386	71 000	489
X60	60 000	413	75 000	517
X65	65 000	448	77 000	530
X70	70 000	482	82 000	565
X80	80 000	551	90 000	620

Трубные стали под воздействием внешних и внутренних нагрузок, непрерывно высокого напряжения в стенках трубопроводов подвержены процессам старения. В результате длительности эксплуатации происходят необратимые деградационные процессы, повышается склонность металла к хрупкому и замедленному разрушению, что является следствием накопления дефектов, внутренних микронапряжений и снижению защитных свойств изоляционных покрытий. В сложившихся условиях непременным условием применения высокопрочных сталей является сохранение их высокой пластичности, более того, вязкостные свойства должны значительно расти с увеличением прочности. Эти стали классифицируются как высокопрочные только в сравнении с обычной низкоуглеродистой сталью и име-

ют предел текучести в диапазоне от 350 до 700 Н/мм<sup>2</sup>. Такое ограничение связано с необходимостью обеспечения вязкопластических свойств металла и свариваемости.

Хронологию развития отечественных и зарубежных трубных сталей хорошо демонстрируют схемы, представленные на рис. 1. Концепция разработки трубных сталей предусматривает снижение содержания углерода (как элемента оказывающего отрицательное влияние на характеристики сопротивления разрушению и многие технологические свойства, такие как свариваемость, формовость трубной заготовки и др); повышение чистоты металла по вредным примесям ( $S \leq 0,001 \%$ ,  $P \leq 0,010$ ); рациональное микролегирование; термомеханическую прокатку; снижение дефектности сварных швов; повышение стойкости сварных труб против лавинных разрушений; снижение остаточных сварочных напряжений.

Трубы класса прочности X70 за рубежом применялись с 1970-х гг. во многих проектах и показали хорошие эксплуатационные свойства. В России им примерно соответствуют стали класса прочности K60. Дальнейшим развитием является разработка труб класса прочности X80, которые впервые были использованы за рубежом в середине 80-х гг. XX в. для строительства опытных участков трубопроводов. В середине 90-х гг. XX в. за рубежом были разработаны и началось апробирование труб класса прочности X100 для строительства трубопроводов. В последнее десятилетие выдвинуты требования по повышению прочности труб до X120. В России в рамках проекта «Магистраль» разработаны трубные стали класса прочности X80-X100 марганцевой композиции легирования с небольшими добавками никеля, меди и молибдена, микролегирования титаном, ванадием и ниобием, отвечающие всем требованиям зарубежной нормативно-технической документации. В целях улучшения свариваемости трубные стали класса прочности X80-X90 содержат менее 0,10 % углерода; 1,7-1,9 % марганца; до 0,5 % меди, молибдена и никеля; не более 0,12 % микролегирующих элементов, таких как ванадий, ниобий, титан.

## 1.2 Особенности микролегирования трубных сталей

Одним из главных «прорывов» в металлургии, оказавших принципиальное влияние на производство высокопрочных низколегированных сталей для строительства газо- и нефтепроводов, стало открытие способности микролегирующих элементов совместно с применением контролируемой прокатки, особенно ниобия (при содержании 0,02-0,04 %), одновременно

повышать прочностные свойства и сдвигать в сторону более низких температур область хрупкого разрушения сталей. Применение микролегирующих элементов позволяет снизить массовую долю легирующих элементов и углерода, что, в свою очередь, улучшает свариваемость, повышает вязкость стали и снижает себестоимость.

Термин «микролегирование» означает, что содержание элементов невелико и обычно не превышает 0,1 масс. %. К таким элементам относятся Al, V, Mo, Ti, Zr и B, причем добавки бора составляют тысячные доли процента. Помимо различия в массовой доле, позволяющее отличать легирующие и микролегирующие элементы, также различен металловедческий механизм их влияния: легирующие элементы преимущественно воздействуют на матрицу стали, в то время как влияние микролегирующих элементов в значительной мере связано с выделением избыточных фаз.

Дисперсные выделения фаз, которые формируются в структуре при распаде перенасыщенных твердых растворов, препятствуют движению дислокаций, вызывая упрочнение матрицы, кроме того, частицы оказывают влияние на размер аустенитного и ферритного зерна, тип структурных составляющих, тип и характер распределения дефектов кристаллического строения.

Влияние и эффективность применения тех или иных микролегирующих элементов могут быть оценены по их воздействию на процессы: роста зерна аустенита при нагреве (температура начала интенсивного роста); рекристаллизацию горячедеформированного аустенита; превращение аустенита и на выделение избыточных фаз и дисперсионное упрочнение. При этом микролегирующий элемент может находиться как в твердом растворе железа, так и в дисперсных упрочняющих фазах.

Существует два основных механизма, позволяющих подавить рост зерна аустенита при нагреве: образование частиц второй фазы и твердорастворное торможение. В первом случае рост зерна аустенита может быть значительно подавлен в результате добавки элементов, образующих мелкие труднорастворимые частицы.

Процессы торможения границ зерен частицами обусловлены снижением зернограничной поверхности на единицу объема при росте зерна и действием тормозящей силы вследствие присутствия частиц на границе.

В широкой области композиций микролегированных сталей установлена линейная зависимость между температурой роста зерна и температурой растворения частиц.

Исходя из наличия или отсутствия в составе стали химических элементов, способных образовывать труднорастворимые частицы, существуют два механизма роста: нормальный и аномальный (или вторичная (собираетельная) рекристаллизация) рост. В сталях с добавками сильных карбонитридообразующих элементов при аустенитизации может наблюдаться аномальный рост зерна – рост небольшого количества зерен в относительно неизменной матрице при температурах ниже температуры растворения частиц. В простых низколегированных сталях аномальный рост зерна не наблюдается, однако оно вырастает до очень больших размеров (200 мкм и более).

Микролегирующие элементы, находясь в твердом растворе, замедляют процессы, контролируемые диффузией (рост зерна, рекристаллизацию). Это торможение возрастает с увеличением разницы размеров, атома элемента по сравнению с атомом железа. Основные причины замедления процессов рекристаллизации аустенита при микролегировании заключаются в том, что движение дислокаций и границ сильно тормозится растворенными в аустените атомами и еще в большей степени – дисперсной фазой, образующейся в этом температурном интервале.

Наличие примесных атомов в твердом растворе замедляет все диффузионные процессы, включая рекристаллизацию и фазовые превращения. Такой эффект твердорастворного торможения способствует измельчению зерна.

В процессе превращения аустенита формируется конечная структура стали, которая определяется состоянием аустенита перед превращением, химическим составом стали и параметрами охлаждения. Этот процесс, контролируемый диффузией, также замедляется твердорастворным торможением при микролегировании.

Практически применяемая технология контролируемой прокатки обеспечивает получение зерна полигонального феррита размером 4-5 мкм и дальнейшее его измельчение этим способом не достигается. Стремление к максимальному измельчению зерна привело к разработке сталей со структурой низкоуглеродистого бейнита. Средний размер зерна бейнита обычно менее 1 мкм, ширина отдельных бейнитных пластин может составлять 0,2 мкм. Кроме того, бейнит имеет более высокую плотность дислокаций ( $16,9 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ ) по сравнению с ферритом ( $3,7 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ ), что также приводит к существенному выигрышу в прочности.

Для получения ферритно-бейнитной структуры существуют два основных подхода, которые можно использовать отдельно или в комплексе:

легирование элементами, повышающими устойчивость аустенита и применение регламентированного ускоренного охлаждения после завершения прокатки.

Влияние микролегирующих элементов на фазовые превращения зависит от их состояния: в твердом растворе или в виде частиц второй фазы, что в значительной мере обусловлено параметрами деформации и нагрева. При высокой температуре нагрева, когда большая часть частиц переводится в твердый раствор, происходит повышение устойчивости аустенита, обусловленное твердорастворным торможением, и снижение температуры превращения; при пониженных температурах – снижение устойчивости аустенита ввиду наличия нерастворенных частиц второй фазы. Выделение второй фазы в данном случае также подчиняется общим законам, связанным с ускорением данного процесса вследствие пластической деформации.

Торможение  $\gamma$ - $\alpha$ -превращения приводит к положительному или отрицательному влиянию на механические свойства в зависимости от химического состава стали. Увеличение прокаливаемости приводит к повышению прочности и вязкости в сталях, которые имеют структуру низкоуглеродистого игольчатого бейнита, вследствие дальнейшего измельчения бейнитных игл. В то же время повышенная прокаливаемость негативно влияет на вязкость, когда взамен ферритно-перлитной структуры образуется высокоуглеродистый зернистый бейнит.

### 1.3 Принципы упрочнения и упрочняющие фазы в трубных сталях

Классическим примером микролегирования является алюминий, добавки которого широко применяются с 1940-х годов для раскисления стали и измельчения зерна за счет образования нитридной фазы. С 1960-х годов нашли широкое применение для микролегирования элементы, расположенные в периодах от 4 по 6 и группах с IV по VI Периодической таблицы элементов Д. И. Менделеева.

Основными упрочняющими дисперсными фазами в сталях являются карбиды, нитриды и комплексные соединения на их основе. Карбиды и нитриды переходных металлов относятся к фазам внедрения и в большинстве случаев образуют кристаллическую решетку типа  $MeCN$ , в которой атомы С или N заполняют октаэдрические междоузлия.

Кинетика выделения карбонитридных фаз из твердого раствора определяется условиями образования зародышей, диффузионной подвижно-

стью элементов, степенью переохлаждения и уровнем внутренних напряжений.

Процессы выделения карбонитридных фаз подчиняются общим закономерностям распада пересыщенного твердого раствора и с термодинамической точки зрения протекают лишь в том случае, если это понижает свободную энергию системы. Обогащение дефектов кристаллической решетки (границ зерен и субзерен, дислокаций и др.) растворенными атомами приводит к образованию равновесных сегрегаций и делает их потенциальными местами зарождения частиц второй фазы. Другой важной причиной зарождения частиц на дефектах является то, что энергия образования зародыша понижается за счет поверхностной энергии границы зерна (двойника) или упругой энергии линии дислокации или скопления вакансий.

Морфология выделений – форма, размеры, характер взаимного расположения частиц второй фазы – является наряду с характером сопряжения решеток фазы и матрицы основной характеристикой, определяющей свойства сплава. Форма выделений определяется соотношением энергии внутренних напряжений и поверхностной энергии и может иметь самый разнообразный вид: диски, многоугольники, плоские иглы, а также равновесную – сферическую или кубическую – форму.

Область минимальной устойчивости («нос» С-кривой выделения фазы) смещается к повышенным температурам при увеличении термодинамической стабильности, иными словами, ее положение непосредственно связано с растворимостью данной фазы в аустените или феррите. Горячая пластическая деформация существенно ускоряет выделение карбонитридных фаз.

Дисперсионное упрочнение является результатом торможения дислокаций выделениями. Упрочнение стали определяется механизмами взаимодействия дислокаций с частицами: торможение упругими полями напряжений, перерезание или огибание частиц. Реализация механизмов упрочнения зависит от природы и морфологии фазы. Первые два механизма действуют в основном для когерентных с матрицей частиц. Величина упругих напряжений возрастает с увеличением размерного несоответствия матрицы и частицы. Также чем больше отличается строение выделения от матрицы, тем выше требуется напряжение, необходимое для перерезания частиц дислокациями. Механизм дисперсионного упрочнения некогерентными частицами, модуль сдвига которых значительно больше, чем модуль сдвига матрицы, заключается в удержании дислокаций на частицах до тех

пор, пока прилагаемое напряжение не будет достаточным для того, чтобы линия дислокации изогнулась и прошла между частицами, оставив вокруг них дислокационную петлю. Это напряжение обратно пропорционально расстоянию между частицами. Эффект дисперсионного упрочнения в свою очередь будет зависеть и от объемной доли и размеров частиц.

Параметр решетки карбидов и нитридов также оказывает прямое влияние на возможное упрочнение путем дисперсионного твердения.

Очень эффективны для дисперсионного твердения частицы размером примерно от 1 до 2 нм. Такие дисперсные выделения когерентны с матрицей, они обычно формируются в процессе или после завершения  $\gamma$ - $\alpha$ -превращения в феррите. С повышением температуры формирования частиц и понижением скорости охлаждения они имеют тенденцию к росту и становятся некогерентными с матрицей. Механизм упрочнения при этом изменяется от перерезания частиц дислокациями до образования дислокационных петель вокруг частиц. Такие «перестаренные» частицы менее эффективны для повышения прочности вследствие как своей некогерентной природы, так и значительного размера.

Частицы, формирующиеся в процессе горячей деформации или термической обработки в аустенитной области, также довольно крупного размера и составляют примерно 20 нм. Следовательно, они имеют ограниченный эффект упрочнения по механизму дисперсионного твердения и их основная роль – измельчение микроструктуры.

Само по себе дисперсионное упрочнение сопровождается снижением сопротивления хрупкому разрушению, поэтому важно совместить его с измельчением зерна.

Исходя из рассмотренных механизмов, для положительного влияния на процессы структурообразования в стали для химического элемента, используемого в качестве микролегирующего, необходимо наличие следующих свойств, особенностей и характеристик:

- потенциал свободной энергии, необходимый для формирования частиц вторичной фазы в стали (нитридов и карбидов);

- кристаллическая решетка образуемых нитридов и карбидов должна как можно лучше сопрягаться с кристаллической решеткой железа;

- возможность перевода химического элемента в твердый раствор гамма-железа;

- доступность и экономическая целесообразность для использования в промышленных масштабах.

По сродству к углероду и устойчивости карбидов металлы рассматриваемых групп и периодов можно расположить по убыванию в следующем порядке: Cr, Mo, V, Nb, Ta, Ti. Следует отметить, что склонность элементов к образованию нитридов выше, чем способность формировать карбиды. В то же время, карбиды элементов группы VI имеют гексогональную кристаллическую решетку, которая в сравнении с гранцентрированной кубической решеткой карбидов элементов групп IV и V хуже сопрягается с кубической матрицей стали.

Растворимость элемента в аустените связана с разностью размеров его атома и атома железа. Из рассматриваемых элементов цирконий и гафний вследствие большой разницы атомных радиусов с железом практически нерастворимы в нем и, следовательно, не могут быть использованы в качестве микролегирующих элементов.

Таким образом, практическое применение в качестве карбонитридообразующих элементов в стали могут иметь только титан, ванадий и ниобий. Необходимость присутствия микролегирующего элемента в виде частиц второй фазы или в твердом растворе аустенита для влияния на соответствующие процессы структурообразования делает кинетику образования твердого раствора с кристаллической решеткой железа и образования вторых фаз (соединений с углеродом и азотом) определяющими характер, степень и механизм влияния конкретного микролегирующего элемента на свойства стали.

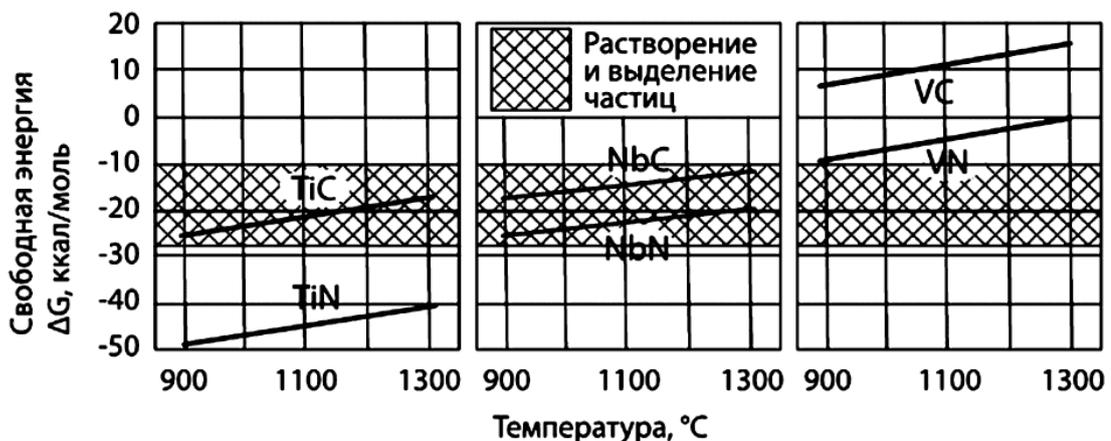


Рис. 1.1 Свободные энергии образования карбидов и нитридов титана, ванадия и ниобия в аустените (1 кал = 4,184 Дж)

Из рис. .1.1 видны главные особенности этих соединений:

Так как нитрид титана формируется при довольно высоких температурах, он практически не может быть растворен в аустените при нагреве.

Эффект таких стабильных частиц заключается в контроле размера зерна при высоких температурах.

Нитрид и карбид ванадия полностью растворяются в аустените и поэтому не оказывают практически никакого влияния на размер зерна аустенита при высокотемпературном нагреве. Эти фазы выделяются только в процессе или после  $\gamma$ - $\alpha$ -превращения. Частицы, сформировавшиеся при такой низкой температуре, имеют очень малые размеры.

Произведения растворимости карбида титана, нитрида и карбида ниобия занимают промежуточное положение, что свидетельствует о возможности указанных соединений растворяться в верхней части аустенитной области и выделяться при низких температурах.

В типичной стали с содержанием углерода 0,15 %, подвергаемой нормализации при 900 °С, практически весь ниобий находится в виде частиц фазы NbC. Это же справедливо и для TiC, который имеет только немного большую растворимость в аустените по сравнению с NbC.

Изотермы при 1200 °С подтверждают, что в стали с содержанием углерода около 0,08 % (что типично для сталей, подвергаемых термомеханической обработке) может раствориться до 0,08 % Nb или 0,11 % Ti.

Как указывалось ранее, титан является элементом, имеющим сильную тенденцию к формированию оксидов и сульфидов, а не только нитридов и карбидов, как ванадий или ниобий. Оксид титана формируется уже в жидком состоянии. Даже нитрид титана (имея в виду типичное для стали содержание азота) будет образовываться до или в процессе кристаллизации. Такие частицы, сформированные в жидком состоянии, могут быть удалены в шлак, либо их размер достаточно велик вследствие высокой температуры образования, поэтому их влияние на измельчение структуры слабое, и они могут рассматриваться как включения, оказывающие неблагоприятное влияние на свойства стали.

Однако определенное положительное влияние на свойства стали наблюдается при формировании таких частиц, как TiO и TiN, за счет уменьшения количества кислорода и азота в твердом растворе, которые отрицательно влияют на вязкость стали. Пониженное содержание азота, кислорода или титана, а также более низкая температура образования TiO и TiN приводят к формированию более мелких частиц.

Мелкодисперсные и стабильные частицы подходят для контроля размера аустенитных зерен и этот эффект используется при нагреве под горячую прокатку и для измельчения крупнозернистой зоны термического вли-

яния при сварке. После кристаллизации титан реагирует с серой с образованием сульфидов и карбосульфидов.

Так как карбосульфид титана имеет более высокую твердость, чем сульфид марганца при температурах горячей деформации, это успешно использовалось для контроля формы сульфидов, когда стандартное содержание серы в сталях было высоким. Кроме того, в нижней температурной области существования аустенита или после эвтектоидного превращения возможно формирование карбида титана. Таким образом, с точки зрения влияния на рост зерна аустенита при нагреве добавки ванадия и алюминия в сталь задерживают аномальный рост зерна до температур 1000-1100 °С, добавки ниобия – до 1150 °С, титан образует очень стойкий нитрид TiN, тормозящий рост зерна до 1200°С и выше (рис. 8.6).

Стали, микролегированные одновременно ниобием и титаном, имеют еще более мелкое зерно аустенита за счет того, что ниобий дополнительно сдерживает рост зерна за счет твердорастворного торможения. С этой точки зрения эффективным оказывается применение комплексного микролегирования ниобием и малыми добавками титана.

Наиболее эффективным способом замедления рекристаллизации аустенита при температурах горячей деформации является микролегирование ниобием. Эффективность ниобия, находящегося в твердом растворе в начале процесса деформации, объясняется следующим. Размер атома ниобия на 15,6 % больше атома альфа-железа; это почти максимальная разница, при которой возможно образование твердого раствора. Поэтому все диффузионные процессы, включая рекристаллизацию или фазовые превращения, существенно замедляются в присутствии атомов ниобия, находящихся в твердом растворе. Также после нагрева под прокатку часть ниобия остается нерастворенной и способствует торможению роста зерна аустенита за счет присутствия частиц на границе.

Увеличение содержания ниобия в низколегированной стали от 0 до 0,18 %, прокатанной с температурой окончания прокатки 920 °С, приводит к измельчению зерна феррита от 21 до 9,5 мкм, что обусловлено увеличением суммарной степени деформации в температурной области нерекристаллизующегося аустенита и увеличением количества мест зарождения ферритной фазы.

Наиболее экстремальный характер влияния на фазовые превращения в зависимости от своего состояния после различных температур нагрева показывает ниобий: при повышенных температурах нагрева – повышение устойчивости аустенита (ниобий в твердом растворе), при пониженных

температурах – снижение устойчивости аустенита и наличие нерастворенных частиц NbCN.

## 2. Стали и сплавы со структурой метастабильного аустенита

### 2.1 Общие сведения

Одним из современных перспективных направлений в настоящее время является создание материалов, способных под влиянием внешних воздействий к «самоорганизации», достигается получением метастабильной структуры. Такая структура позволяет материалам адаптироваться к внешним нагрузкам. Адаптация происходит эволюционным путем постепенного перехода от старого структурного состояния к новому. Примером такого материала являются метастабильные стали аустенитного класса.

Метастабильные аустенитные стали подразделяются на ПНП-стали (пластичность наведенная фазовым превращением, в англоязычном варианте *trip*-стали), и ПНД-стали (пластичность наведенная двойникованием, т. е. сдвиговой деформацией кристаллической решетки). Представляют собой особый класс высокопрочных материалов повышенной пластичности.

Их химический состав подбирается таким образом, чтобы после закалки (аустенизации) с интервала температуры 1000...1200 °С стали имели аустенитную структуру. Температуры мартенситного превращения  $M_H$  и  $M_D$  (начало образования мартенсита деформации) находятся ниже 20 °С. Аустенитная структура обладает высокой вязкостью, но низким пределом текучести. Для упрочнения необходимо чтобы метастабильная аустенитная структура претерпела при нагружении динамические деформационные мартенситные превращения. Одновременно может протекать динамическое старение мартенсита и аустенита, обусловленное выделением карбидных, карбонитридных и интерметаллидных фаз, а также структурные изменения: образование дефектов упаковки, двойникования, изменения плотности дислокаций и др.. Поэтому сталь подвергают специальной обработке – пластической деформации с большими степенями обжатия (50...80 %) при температуре (400...600 °С), лежащей ниже температуры рекристаллизации. Для повышения прочностных свойств ПНП-стали подвергают дополнительной холодной пластической деформации с развитием  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения в процессе деформации.

Это обеспечивает способность к диссипации энергии и адаптации к условиям нагружения и эксплуатации.

Примерами материалов этого класса являются стали марок:

- X17H7Ю используют для изготовления крыльевых устройств рулей, кронштейнов и судовых винтов;
- X15H9Ю применяют в химической промышленности и авиастроении (изготавливают роторы и валы сверхцентрифуг, пружины, клапанные пластины компрессоров, мембраны);
- 03X14H11K5M2ЮТ предназначена для изготовления высокопрочной проволоки тонкой и тончайших сечений (стержневой медицинский инструмент);
- 0X14AG12M и 30X10Г10 применяются для изготовления электродов и листов для наплавки и облицовки рабочих поверхностей подверженных кавитационному разрушению и изнашиванию.

При близкой прочности метастабильные стали аустенитного класса пластичнее, а при равной пластичности имеют более высокий предел текучести, чем мартенсито-старяющие или высоколегированные высокопрочные стали.

## 2.1. Особенности строения и превращений структуры метастабильных сталей аустенитного класса

Стали относящиеся к рассматриваемому классу при комнатной температуре имеют метастабильную аустенитную структуру. В метастабильном (по отношению к пластической деформации) аустените при пластической деформации наблюдается превращение типа  $\gamma \rightarrow \alpha$ , что сопровождается увеличением прочностных свойств. Такой мартенсит, получающийся под действием пластической деформации называют мартенситом деформации, а мертенсит, а мартенсит образовавшийся при деформации в упругой области – мартенсит напряжения. Такое структурное состояние, как уже отмечалось выше, позволяет материалу адаптироваться к внешней нагрузке. Происходит путем постепенного перехода от старого структурного состояния к новому.

Для протекания в данных сталях мартенситного превращения (сдвиговое полиморфное превращение) пластическая деформация играет важную роль, она поднимает уровень напряжений в кристалле исходной фазы, облегчая появление мартенсита напряжения, создает дефекты кристаллической решетки исходной фазы, как места вероятного зарождения мартенсита. Сдвиговое полиморфное превращение, спровоцированное пластической деформацией, приводит к образованию мартенсита напряжения и/или

деформации. Мартенсит деформации является фазой менее равновесной и в нем активнее протекают диффузионные процессы, ведущие к образованию сегрегаций и последующему выделению упрочняющих частиц. Для оптимизации превращения необходимо создание предварительной деформацией благоприятной дислокационной структуры и обеспечение дисперсности и равномерности распределения образовавшихся фаз.

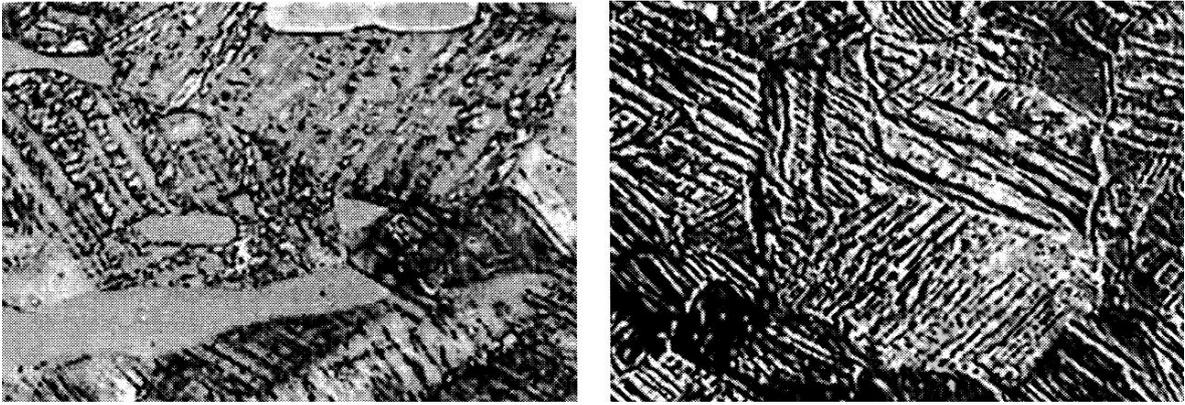
Мартенситное превращение, вызванное деформацией, может развиваться, если деформацию проводят ниже температуры  $M_d$ . Положение температур  $M_H$  и  $M_d$  рассматривается как условный показатель стабильности аустенита.

Необходимо отметить, что при пластической деформации легированных марганцевых, хромомарганцевых и хромоникелевых сталей может мартенситное превращение типа  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ , при котором образуется промежуточный  $\epsilon$ -мартенсит с гексагональной плотноупакованной решеткой, который затем может переходить в  $\alpha$ -мартенсит с о.ц.к. решеткой. Такое превращение наблюдается в тех случаях, когда сплавы имеют низкую энергию дефектов упаковки с сильно расщеплением дислокаций, которые являются зародышами образования  $\epsilon$ -фазы с гексагональной решеткой, этим обусловлена большая склонность марганцевого и хромомарганцевого аустенита к мартенситному превращению при деформации.

В ряде марганецсодержащих аустенитных сталей после закалки и старения имеет место динамическое деформационное двойникование. Оно так же, как и мартенситное превращение приводит к существенному увеличению пластичности при повышенных прочностных свойствах. Эти стали называются ПНД (пластичность, наведенная двойникованием).

Механизм превращения в ПНП и ПНД сталях отличается и формирует разные микроструктуры (рис. 1.2).

Деформация аустенита (ГЦК) сопровождается неограниченным расщеплением скользящих дислокаций. Частичные дислокации, многократно проходя по нескольким атомным плоскостям, образуют дефект упаковки – стопку атомных плоскостей (1...10 нм), которая уложена правильно: как ГЦК с обратным, зеркальным порядком укладки атомных плоскостей или как ГПУ (рис. 1.2, а, в).



*a*

*б*

Рис. 1.2 Характерные микроструктуры стали после пластической деформации: *a* – многофазная ПНП-сталь (аустенит;  $\alpha$ -мартенсит;  $\varepsilon$ -мартенсит).  $\times 1000$ ; *б* – аустенитная ПНД-сталь (двойники). ПЭМ

Внешние плоскости дефекта упаковки можно рассматривать как границы двойника (ГЦК) или как межфазные границы кристалла  $\varepsilon$ -мартенсита (ГПУ). Неограниченное движение частичной дислокации последовательно по всей стопке атомных плоскостей – основной механизм, как двойникового, так и всех сдвиговых полиморфных превращений.

Разные системы легирования аустенита с одинаковой температурой начала мартенситного превращения ( $M_n$ ) в разной степени изменяют энергию дефектов упаковки.

Реализация под влиянием пластической деформации ПНП-эффекта (непосредственное превращение аустенита в  $\alpha$ -мартенсит или двухэтапное мартенситное превращение  $\gamma \sim \varepsilon - M \sim \alpha - M$ ); ПНП/ПНД-эффекта (двухэтапное мартенситное превращение  $\gamma \sim \varepsilon - M \sim \alpha - M$  и двойникование аустенита) или ПНД-эффекта (двойникование стабильного аустенита без фазового превращения) зависит от содержания легирующих элементов в аустените, показано на рис. 1.4.

При низкой энергии дефекта упаковки (менее  $16 \text{ мДж/м}^2$ ) наблюдается преимущественное образование тонкого пластинчатого кристалла новой фазы –  $\varepsilon$ -мартенсита (ГПУ). Беззародышевый сдвиговый переход кристаллической решетки от ГЦК к ГПУ происходит через случайные поли-типы дефектов упаковки (см. рис. 1.3, *б*).

В ПНП-сталях с аустенитной матрицей происходит двойное сдвиговое полиморфное превращение: сначала аустенит превращается в  $\varepsilon$ -мартенсит (ГПУ), который при охлаждении частично трансформируется в  $\alpha$ -мартенсит (ОЦК). В результате аккомодации скольжением (аккомодация – приспособление деформации зерна к деформации соседнего без образо-

вания микротрещин между ними) происходит образование пакетного  $\alpha$ -мартенсита (ОЦК) со сложной дислокационной субструктурой и в результате аккомодации двойникованием образуется  $\alpha$ -мартенсит (ОЦК) полностью или частично (только в центральной части) с субструктурой полисинтетического двойника,  $\alpha$ -мартенсит (ОЦК) возникает короткими линзами внутри  $\epsilon$ -кристаллов и останавливает их дальнейший рост. Микроструктура стали становится тоньше, дисперснее на каждом этапе превращения.

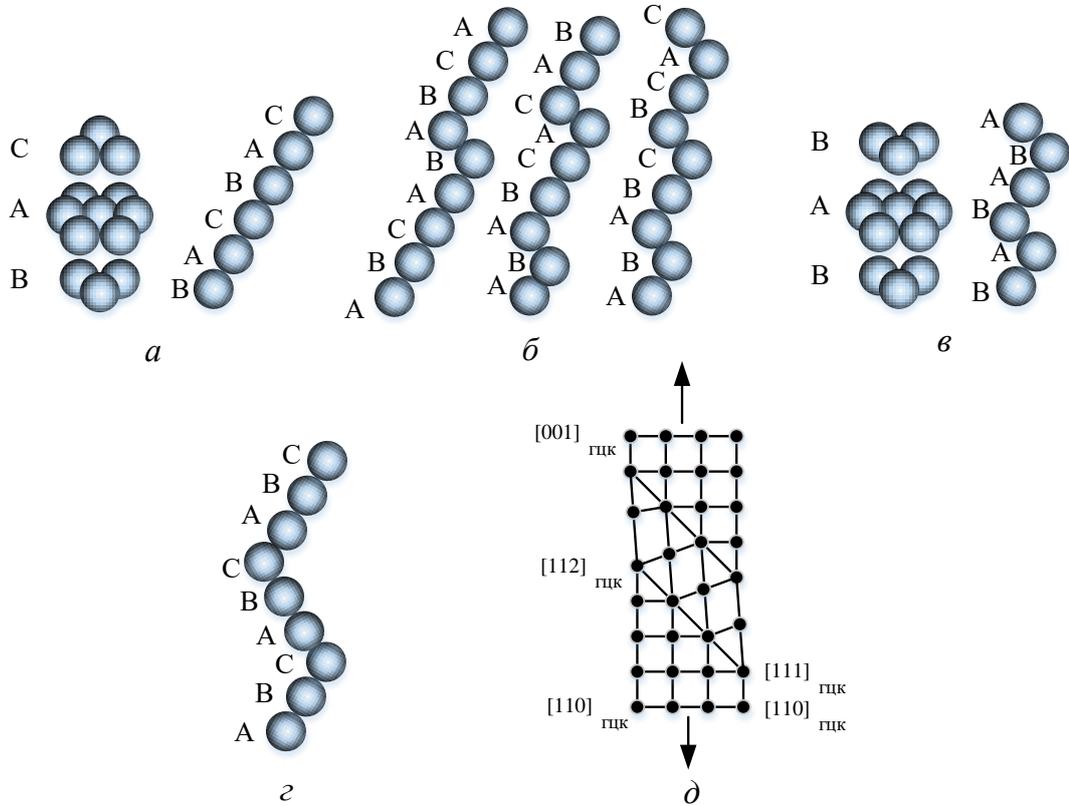


Рис. 1.3 Схема изменения порядка укладки атомных плоскостей при пластической деформации фазы ГЦК: *a* – трехслойная упаковка ГЦК плоскости (111); *б* – политипы дефекта упаковки; *в* – двухслойная упаковка ГЦК плоскости (001); *г*, *д* – двойник ГЦК

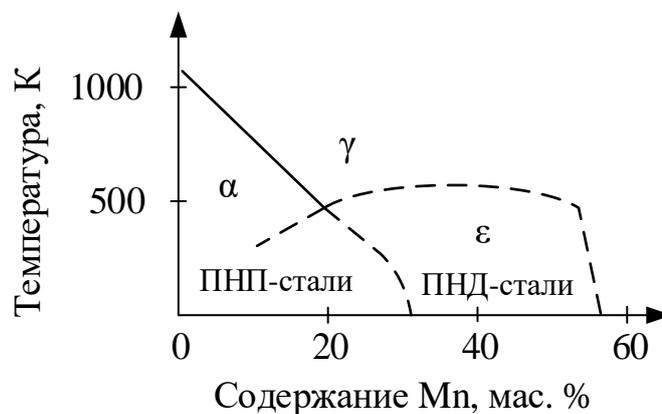


Рис. 1.4 Температура равновесия метастабильных фаз  $\gamma$  (ГЦК)  $\leftrightarrow$   $\epsilon$  (ГПУ) и  $\gamma$  (ГЦК)  $\leftrightarrow$   $\alpha$  (ОЦК) в системе Fe-Mn [4]

При увеличении энергии дефекта упаковки ( $16...25 \text{ мДж/м}^2$ ) фазовое превращение подавлено и образуются преимущественно двойники (ГЦК) (рис. 1.3,  $\varepsilon$ ,  $\delta$ ). Границы двойников действуют подобно границам зерен, измельчают структуру стали и тормозят движение дислокаций и упрочняют сталь.

## 2.2. Способы упрочнения метастабильных сталей аустенитного класса

Для реализации рассмотренных в предыдущем разделе структурных превращений, влекущих за собой повышение механических свойств сталей рассматриваемого структурного класса необходимо проведение интенсивной пластической деформации. Пластическое деформирование играет важную роль в процессе обработки таких сталей. Оно позволяет, во-первых, обеспечить надлежащие формоизменение материала и, во-вторых, эффективно воздействовать на структурное состояние.

Так как стали с структурой аустенита в закаленном состоянии имеют достаточно высокие значения относительного удлинения и относительного сужения, то возможно проведение холодной пластической деформации с высокими степенями обжатия. Холодная пластическая деформация является надежным и простым методом достижения высоких прочностных свойств.

В настоящее время используются различные способы интенсивной пластической деформации (ИПД): равноканальное угловое прессование (РКУП), кручение под высоким давлением, волочение и т.д.

Для проведения упрочнения также используется термомеханическая обработка по схеме: закалка – деформация – старение. Старение является дополнительным упрочнением, обеспечивая наибольший прирост прочностных характеристик в температурной области вблизи температуры начала образования  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Если мартенсит получали деформацией при отрицательных температурах, то прирост прочностных характеристик при старении одной и той же стали тем выше, чем больше мартенсита деформации, а при равных количествах мартенсита – чем больше оказалась необходимая деформация для получения заданного количества мартенсита. Для аустенитных хромоникелевых и хромомарганцевых сталей основной вклад в упрочнение при старении вносит расслоение мартенсита на обедненные и обогащенные хромом зоны, а также выделение дисперсных карбидов по границам зерен и на границах раздела фаз [9]. Это вызывает закрепление дислокационной структуры и уменьшение длины их

свободного пробега. Также, например, в стали 03X14H11K5M2ЮТ упрочнение при старении происходит вследствие распада ОЦК-твердого раствора (мартенсита деформации) с образованием упорядоченной интерметаллидной фазы NiAl.

Вместе с тем пластическая деформация становится также причиной возникновения несплошностей, эволюция которых способна привести к необратимому пластическому разрыхлению и последующему разрушению, что должно учитываться при разработке оптимальных условий термомеханического упрочнения.

### 2.3. Наплавленный металл со структурой метастабильного аустенита

Значительное количество деталей машин и механизмов, инструментов, используемых в различных отраслях промышленности, работают в условиях различных видов механического изнашивания (сухое трение скольжения, ударно-абразивный, кавитационное). Для их упрочнения и восстановления целесообразно применение технологий наплавки с использованием наплавочных материалов, обеспечивающих деформационную метастабильность аустенита в слое наплавленной легированной стали. Предварительный наклеп или наклеп непосредственно в процессе эксплуатации приводит к распаду метастабильного аустенита, а также увеличению твердости и износостойкости наплавленного металла. Существенный вклад в формирование свойств такого наплавленного металла вносит реализация деформационных мартенситных превращений при испытаниях (ДМПИ) или эксплуатации.

Изменения микроструктуры наплавленного металла Fe-Cr-Mn при многослойной наплавке происходят следующим образом: Микроструктура верхнего слоя представляет собой преимущественно аустенит с включениями карбидных частиц состава  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ , VC. Под ним располагаются слои наплавленного металла с аустенитно-мартенситной, а далее с мартенситно-аустенитной структурой, армированной также включениями карбидов. В верхних наплавленных слоях наблюдаются вытянутые нормально к поверхности аустенитные дендриты, которые росли в направлении, обратном теплоотводу.

Аустенитные зерна содержат линии скольжения и двойники, а также признаки структуры  $\epsilon$ -мартенсита, что свидетельствует о его деформационной метастабильности, т. е. способности к самоупрочнению за счет динамического двойникования и  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ДМПИ.

Преимущественно аустенитная структура верхнего слоя наплавки свидетельствует о наибольшем содержании в нем хрома и марганца, понижающих мартенситные точки  $M_H$  и  $M_K$  (очевидно ниже комнатной температуры). Средние наплавленные слои имеют аустенитно-мартенситную структуру, что обусловлено, вероятно, несколько меньшим содержанием хрома и марганца по сравнению с верхними слоями. Формирование мартенситно-аустенитной структуры в первых наплавленных слоях свидетельствует о еще меньшем содержании легирующих элементов вследствие большего перемешивания с металлом основы. В результате мартенситная точка  $M_H$  находится выше комнатной температуры, вследствие чего при охлаждении образуется преимущественно мартенсит закалки с небольшим количеством  $A_{ост}$ . Таким образом, параметрами наплавки, обуславливающими различное проплавление, долю участия основного металла в формировании сварочной ванны, а также количеством слоев наплавки можно эффективно управлять ее химическим и фазовым составом. В свою очередь от соотношения между мартенситом и аустенитом существенно зависит степень деформационной метастабильности аустенита и кинетика  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ДМПИ, что определяет формирование механических характеристик, а при оптимальных параметрах достигается повышенный уровень износостойкости наплавленной стали.

В условиях сухого трения металла по металлу (с разогревом поверхности трения) износостойкость  $\varepsilon$  наплавленного Fe-Cr-Mn металла на 10...15 % выше, чем хромоникелевого, а в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания  $\varepsilon_{y,a}$  в 1,5...1,8 раза выше. Это объясняется метастабильностью аустенита в структуре стали 20X8Г6АСФ и значительным самоупрочнением поверхностного слоя в процессе изнашивания за счет протекания  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ДМПИ. Так, если до изнашивания наплавленный металл 20X8Г6АСФ содержал 15 % мартенсита закалки и 85 % метастабильного аустенита, то после ударно-абразивного изнашивания в поверхностном слое содержание мартенсита возросло до 41 %. Соответственно в наплавленном металле 20X12Г9СФ до изнашивания содержалось 100 % метастабильного аустенита, а после изнашивания при сухом трении в поверхностном слое образцов обнаруживалось 27,5 % мартенсита деформации, наряду с аустенитом. Это свидетельствует о возможности достижения высокой износостойкости безникелевого состава наплавленного металла по сравнению с хромоникелевым (является более дорогостоящим).

Повышение в наплавленном металле содержания углерода позволяет увеличить относительную износостойкость, однако это затрудняет его ме-

ханическую обработку и обуславливает образование трещин. Другой способ повышения износостойкости армированием аустенита карбидами и карбонитридами при небольшом (до 0,2 масс.%) содержании углерода. Термообработка, обычно проводимая для уменьшения внутренних напряжений после наплавки (600...650 °С), обеспечивает выделение в аустените наплавленного металла дисперсных фаз, в результате чего он дестабилизируется и претерпевает мартенситные превращения при нагружении в процессе эксплуатации. Изменяя режим термообработки, можно в широких пределах регулировать деформационные мартенситные превращения. На таком принципе разработаны следующие наплавочные материалы: ПЛ-Нп-15Х13АГ10МФС, ПЛ-Нп-20Г14АФ.

Для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания, разработаны наплавочные материалы на основе Fe-Mn-Cr-V-C. Их особенностью является получение в структуре наплавленного металла метастабильного аустенита (в ряде случаев наряду с мартенситом), армированного карбидами хрома и ванадия. В них реализуется принцип самозакалки при нагружении. Этот принцип заключается в том, что в сплавах получают метастабильный аустенит, превращающийся при охлаждении на воздухе или/и при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации в мартенсит. Важное значение мартенситного деформационного превращения заключается в том, что на его развитие расходуется большая часть энергии внешнего воздействия, а меньшая – идет на разрушение. При этом происходит не только упрочнение, но и релаксация микронапряжений, затрудняющая образование и развитие микрогребней. Примером может служить тип наплавленного металла 350Х14Г4С2Ф обеспечиваемый порошковой лентой.

Для защиты деталей работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания на рабочие поверхности наплавляют сплавы системы Fe-Cr-C-Ti, например, сплав типа 150Х8Т2 с метастабильным аустенитом и карбидным упрочнением. Рассеяние подводимой к рабочей поверхности энергии при внешнем локальном воздействии наиболее эффективно осуществляется мартенситно-карбидной структурой с метастабильным аустенитом, превращающимся в дисперсный мартенсит в процессе эксплуатации. Самоорганизация структуры, обусловленная релаксационными процессами вследствие локального эффекта пластичности, наведенной превращением (микроППП-эффекта) при образовании мартенсита трения, и формирование в результате высокого уровня деформационного упрочнения поверхностного слоя в сочетании со сжимающими напряжениями обеспечивают

высокую стойкость при контактном воздействии на поверхность. Сплав типа 150X8T2 имеет достаточно высокую исходную твердость после наплавки, а в процессе внешнего нагружения твердость интенсивно увеличивается за счет наклепа аустенитно-мартенситной основы и образования мартенсита деформации (рис. 1.5).

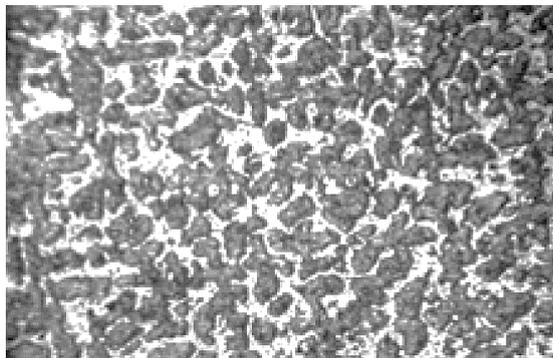


Рис. 1.5 Микроструктура наплавленного сплава 150X8T2 ( $\times 500$ )

Тёмные участки структуры представляют собой металлическую матрицу (аустенитно-мартенсито-карбидная) в форме слегка вытянутых эллипсов, средний размер которых составляет  $15 \times 10$  мкм. Матрица окружена светлой сеткой карбидной эвтектики толщиной  $3 \dots 5$  мкм.

Карбидные фазы представляют собой совокупность первичных карбидов титана и хрома, карбидной эвтектики ( $\gamma + M_7C_3 + M_3C$ ) и вторичных карбидов, выделившихся при охлаждении аустенита.

Количество металлической основы в наплавленном сплаве 150X8T2 вместе с выделившимися карбидами, рассчитанное методом количественной металлографии, составляет около 75 % остальное – карбидная эвтектика. Металлическая основа, в свою очередь, содержит около 70 % остаточного аустенита и 30 % мартенсита. После абразивного изнашивания на рабочей поверхности наблюдается обратная картина – около 30 % аустенита и 70 % мартенсита, что свидетельствует о метастабильности аустенита и его значительной способности к мартенситному  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению в процессе царапания и микрорезания абразивными частицами.

С повышением температуры закалки от 900 до 1150 °C исходная твердость сплава уменьшается на  $6 \dots 8$  HRC в связи с увеличением количества остаточного аустенита в металлической основе сплава 150X8T2 – от 20 до 80 %. Повышение температуры закалки вызывает увеличение содержания углерода и хрома в твердом растворе вследствие растворения части вторичных карбидов, что приводит к снижению мартенситной точки и увеличению количества остаточного аустенита.

Несмотря на пониженную исходную твердость, закаленный при температуре от 1150 °С сплав обладает более высокой износостойкостью, чем закаленный при температуре от 900 °С. Повышенная износостойкость закаленного при температуре от 1150 °С металла сплава обусловлена превращением остаточного метастабильного хромисто-углеродистого аустенита в мартенсит деформации в процессе изнашивания. Кристаллы мартенсита деформации образуются в зоне контакта абразивных частиц с поверхностным слоем образцов и расположены перпендикулярно направлению движения частиц или под определенными углами к нему.

Присутствие остаточного аустенита в металлической основе сплавов служит дополнительным фактором повышения абразивной износостойкости в связи с большей способностью аустенита удерживать хрупкие карбидные фазы от выкрошивания при скольжении абразивных частиц.

Для обеспечения кавитационной стойкости производят наплавку сталью типа 30X10Г10. Причиной высокой стойкости является мартенситная структура, образующаяся на поверхности стали под влиянием гидравлических ударов. Разрушение протекает равномерно по всей поверхности стальных деталей, подвергающихся кавитационному воздействию. По мере разрушения поверхностного слоя начинают «работать» новые слои металла и подвергающиеся в свою очередь упрочнению.

# **ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ**

## **1. ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 1**

### **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ**

#### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Целью работы является изучение структуры и свойств сварных соединений низколегированных теплоустойчивых сталей, изучение способов предотвращения трещинообразования в сварных соединениях.

#### **2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

2.1. Изучить структуру металла швов и зоны термического влияния сварных соединений низколегированных теплоустойчивых сталей.

2.2. Изучить влияние предварительного подогрева и последующей термической обработки на структуру и свойства металла швов и зоны термического влияния сварных соединений.

2.3. Изучить влияние толщины свариваемых деталей на структуру и свойства металла швов и зоны термического влияния сварных соединений.

#### **3. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ**

Теплоустойчивые хромомолибденовые и хромомолибденованадиевые стали применяются в котлостроении для изготовления паропроводов и пароперегревателей, в нефтяном и химическом машиностроении для изготовления корпусов и внутренней арматуры сосудов и аппаратов, работающих под давлением при умеренно высоких температурах – не выше 500-600 °С.

Данные стали характеризуются также высоким пределом ползучести. Поскольку детали котельных установок работают длительное время без смены и не должны при этом заметно подвергаться деформации, то требуемый предел ползучести стали с деформацией 1 % может достигать 200

000 ч. Химический состав некоторых наиболее распространенных низколегированных теплоустойчивых сталей приведен в таблице 2.1.

Таблица 1.1

Низколегированные теплоустойчивые стали

Марка	Содержание элементов, %								Температура эксплуатации, °С
	С	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	V	
				не более					
12ХМ	0,09-0,16	0,15-0,30	0,40-0,70	0,025	0,030	0,40-0,80	0,40-0,55	-	500-510
15ХМ	0,11-0,16	0,17-0,37	0,40-0,70	0,025	0,030	0,80-1,10	0,40-0,60	-	500-550
20ХМ	0,15-0,25	0,17-0,37	0,40-0,70	0,035	0,035	0,80-1,10	0,40-0,60	-	520-530
12Х1МФ	0,08-0,15	0,17-0,37	0,40-0,70	0,025	0,025	0,90-1,20	0,25-0,35	0,15-0,30	≤ 585
15Х5М	0,08-0,15	≤0,50	≤0,50	0,025	0,030	4,50-6,00	0,45-0,60	-	≤ 600

Стали, содержащие 0,09-0,25 % С, 0,80-1,20 % Cr и 0,4-0,6 % Мо, относятся к перлитному классу. Присадка ванадия измельчает зерно, а также повышает жаропрочность. Увеличение содержания хрома до 4,5-6,0 % повышает жаростойкость и переводит стали в мартенситный класс.

Одной из главных характеристик свариваемости сталей перлитного класса (как низколегированных, так и углеродистых) является их склонность к закалке и образованию трещин в зоне термического влияния сварных соединений, которая зависит в первую очередь от химического состава стали.

Основным элементом, определяющим склонность перлитных сталей к закалке при сварке, является углерод. Поэтому оценка влияния химического состава на свариваемость углеродистых сталей производится по содержанию в них углерода.

Углеродистые стали, содержащие до 0,25 % углерода, практически не закаляются при всех известных способах сварки с использованием режимов в широких пределах, т. е. обладают хорошей свариваемостью. Однако при сварке сталей больших толщин это не исключает необходимости подогрева или отпуска, а иногда совместно того и другого.

При более высоком содержании углерода начинает проявляться склонность стали к закалке при сварке тем интенсивнее, чем больше со-

держание углерода в ней и чем больше скорость охлаждения околошовной зоны при выбранных режимах сварки.

Дополнительное легирование теплоустойчивых сталей хромом, молибденом и ванадием повышает их склонность к образованию в околошовной зоне неравновесных структур вследствие закалки, поэтому для оценки влияния химического состава низколегированных перлитных сталей на их свариваемость кроме содержания углерода необходимо учитывать также содержание остальных легирующих элементов, снижающих скорость распада аустенита. Это учитывается путем пересчета содержания каждого легирующего элемента в стали в эквивалентное по действию на ее закаливаемость количество углерода с использованием переводных коэффициентов, подобранных экспериментально. Суммарное содержание в низколегированной стали углерода и пересчитанных эквивалентных ему количеств легирующих элементов получило название *эквивалента углерода*.

Для предотвращения образования хрупких мартенситных прослоек в зоне термического влияния, которые могут привести к образованию трещин, требуется применение специальных технологических мер (разработка оптимальных режимов и последовательности сварки, предварительный подогрев и т. д.).

Наиболее эффективным и технологичным способом предотвращения трещинообразования в околошовной зоне при сварке низколегированных теплоустойчивых сталей является предварительный подогрев свариваемого металла. Подогрев обеспечивает снижение скорости охлаждения металла шва и околошовной зоны, что оказывает решающее влияние на образование их конечных структур и свойств при сварке данных сталей.

Определение критических скоростей охлаждения сталей при термической обработке производят обычно по диаграммам изотермического и термокинетического распада переохлажденного аустенита. Такие диаграммы построены для большинства применяемых в промышленности марок углеродистых и низколегированных сталей.

Скорость охлаждения околошовной зоны при электродуговой сварке может быть рассчитана также на основании разработанной академиком Н. Н. Рыкалиным теории тепловых процессов при сварке и предложенных им формул.

Предварительный подогрев также способствует выделению водорода, ранее поглощенного аустенитом свариваемой стали. Поскольку растворимость водорода в продуктах распада аустенита незначительна, то при

превращениях последнего значительная часть растворенного в нем водорода выделяется в отдельных участках металла в молекулярной форме. В местах скопления молекулярного водорода возникает высокое давление. При одновременном воздействии давления водорода и напряжений, связанных с превращениями аустенита, в околошовной зоне могут образовываться трещины. При подогреве водород, находящийся в атомарном состоянии, обладая значительно большей подвижностью, успевает выделиться и, следовательно, уменьшается вероятность образования трещин.

При выборе температуры предварительного подогрева закаливаемых сталей необходимо учитывать, что если пониженный подогрев приводит к образованию большого количества мартенсита в структуре металла околошовной зоны и возможности появления холодных трещин, то излишне высокий подогрев может вызвать резкое снижение пластичности и особенно ударной вязкости стали вследствие чрезмерного роста зерен. Этому способствуют длительные выдержки при температурах выше температуры начала интенсивного роста зерен аустенита  $A_{c3} + 100$  °С.

Д. Сефериан предложил формулу для расчета необходимой температуры подогрева стали перед сваркой исходя из величины эквивалента углерода и толщины свариваемого металла. Эквивалент углерода рассчитывается из предположения, что стали с одинаковой температурой мартенситного превращения обладают одинаковой закаливаемостью и, как следствие, одинаковой свариваемостью.

Эквивалент углерода по химическому составу равен:

$$[C]_x = C + \frac{(Mn + Cr)}{9} + \frac{Ni}{18} + \frac{7 Mo}{90}, \quad (1.1)$$

где соответствующие элементы обозначают их содержание в стали в весовых процентах. Закаливаемость стали при сварке зависит также от толщины свариваемых кромок, что учитывается размерным эквивалентом углерода:

$$[C]_p = 0.005 \cdot \delta \cdot [C]_x, \quad (1.2)$$

где  $\delta$  – толщина свариваемой стали в мм; 0,005 – коэффициент толщины, определенный экспериментально. Полный эквивалент углерода равен сумме химического и размерного эквивалентов:

$$[C] = [C]_x + [C]_p = [C]_x \cdot (1 + 0,005 \cdot \delta) \quad (1.3)$$

Температура необходимого предварительного подогрева при сварке вычисляется по формуле:

$$T_{\text{п}} = 350 \cdot \sqrt{[C] - 0.25} \quad (1.4)$$

где 350 – температура в °С, принятая как наиболее характерная для мартенситного превращения большинства закаливаемых конструкционных сталей; [С] – полный эквивалент углерода, вычисленный по формуле (2.3); 0,25 – предельное содержание углерода в весовых процентах, практически не оказывающее влияния на закаляемость углеродистой стали при сварке.

Наиболее распространенным видом термической обработки сварных соединений из перлитных сталей является высокий отпуск, который применяется для улучшения структуры и свойств металла шва и околошовной зоны путем перевода их неравновесных закалочных структур в более равновесные. Высокий отпуск применяется также для снятия остаточных сварочных напряжений.

Нормализация и нормализация с последующим отпуском применяются для повышения стойкости против локальных разрушений достаточно жестких сварных соединений из хромомолибденованадиевых сталей, а также для измельчения недопустимо крупнозернистой структуры сварных соединений, выполненных при чрезмерно высоких режимах сварки. Режимы термической обработки сварных соединений низколегированных теплоустойчивых сталей приведены в таблице 1.2.

#### **4. МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ**

Для выполнения лабораторной работы необходимы следующие материалы и оборудование:

- прибор Роквелла,
- коллекция шлифов стыковых сварных соединений стали 12ХМ, выполненных ручной дуговой сваркой при различных режимах подогрева и термической обработки.

#### **5. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

5.1. Изучить и схематично зарисовать структуры сварных швов и зоны термического влияния сварных соединений, выполненных без предварительного подогрева и последующей термической обработки. Классифицировать имеющиеся дефекты, рассмотреть возможные причины их возникновения.

При помощи пресса измерить, согласно рис. 2.1, твердость металла сварных швов и зоны термического влияния соединений. На основе мик-

роскопического исследования и измерения твердости дать заключение о структуре металла. Результаты занести в таблицу 2.3. Построить графики распределения твердости  $HRC = f(x)$  и  $HRC = f(y)$ .

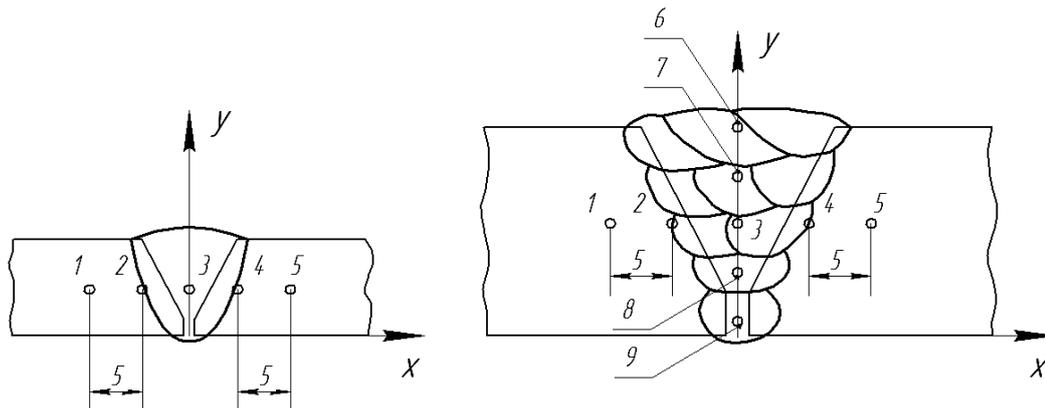


Рис. 1.1. Схемы измерения твердости образцов различной толщины

5.2. По формулам (2.1) – (2.4) рассчитать необходимую температуру предварительного подогрева для образцов разных толщин. Измерить твердость металла сварных швов и зоны термического влияния соединений, выполненных с подогревом. Дать заключение о структуре металла. Результаты занести в табл. 2.3. Построить графики распределения твердости  $HRC = f(x)$  и  $HRC = f(y)$ .

Таблица 1.2

Режим термической обработки сварных соединений низколегированных теплоустойчивых сталей

Марка стали	Тип металла шва	Толщина свариваемого металла $\delta$ , мм	Термообработка	Примечание
12ХМ 15ХМ	09ХМ	$\leq 10$ 11-25 $\geq 25$	Отпуск при 680-710 °С в течении 1ч. Нормализация 930-950 °С в течении 0,25 ч Отпуск при 680-710 °С в течении 1 ч То же, в течении 1,5 ч	Отпуск локальный или всего изделия, нормализация всего изделия
12Х1МФ	09Х1МФ	$\leq 10$ 11-25 $\geq 25$	Отпуск при 720-740 °С в течении 3ч То же, в течении 3-4ч То же, в течении 4ч	Допускается общая нормализация с нагревом для 980 °С в течении 0,25-0,5 ч после перегрева
15Х5М	10Х5МФ	$\leq 10$ 11-25 $\geq 25$	Отпуск при 740-760 °С в течении 3ч То же, в течении 3-4ч	Отпуск локальный или всего изделия

			То же, в течении 5ч	
--	--	--	---------------------	--

Таблица 1.3

### Результаты исследования

№ шлифа	δ, мм	Температура подогрева	Термическая обработка	Твердость HRC в точке									Структура шва ЗТВ	
				1	2	3	4	5	6	7	8	9		
1	12										-	-	-	
2	12	нет									-	-	-	
3	12	нет	нет								-	-	-	
4	22													
5	22	нет												
6	22	нет	нет											

5.3. По данным таблицы 1.2 назначить режим термической обработки сварных соединений. Измерить твердость металла сварных швов и зоны термического влияния соединений, выполненных с подогревом и прошедших термическую обработку. Дать заключение о структуре металла. Результаты занести в таблицу 1.3. Зарисовать структуры металла. Построить графики распределения твердости  $HRC = f(x)$  и  $HRC = f(y)$ .

## 6. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

Отчет по работе оформляется в соответствии с установленными требованиями и должен содержать:

- цель работы;
- теоретическую часть, в которой должны быть перечислены основные марки низколегированных теплоустойчивых сталей, приведена таблица химического состава, рассмотрены особенности свариваемости указанных сталей, технологий сварки и термической обработки сварных соединений;
- рисунки структур сварных швов и зоны термического влияния сварных соединений,
- таблицу экспериментальных данных;
- выводы по работе, включающие анализ влияния толщины свариваемых деталей, технологии сварки и последующей термической обработки на структуру металла швов и зоны термического влияния сварных соединений.

## **7. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Перечислите основные марки низколегированных теплоустойчивых сталей.
2. Назовите основные легирующие элементы в теплоустойчивых сталях, их влияние на эксплуатационные свойства и свариваемость сталей.
3. В чем состоят основные особенности свариваемости низколегированных теплоустойчивых сталей?
4. Как влияет толщина свариваемых деталей на свариваемость теплоустойчивых сталей?
5. Назовите и дайте определения основным фазам, образующимся в ЗТВ теплоустойчивых сталей после сварки.
6. В чем состоит отрицательное влияние водорода при сварке теплоустойчивых сталей?
7. Как рассчитывается необходимая температура предварительного подогрева при сварке сталей перлитного класса?
8. Что такое эквивалент углерода?
9. В чем заключается негативное влияние пониженного и повышенного подогрева при сварке закаливаемых сталей?
10. Сформулируйте кратко общие положения по выбору способа сварки, сварочных материалов, режимов сварки и термической обработки низколегированных теплоустойчивых сталей.

## **2. ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 2**

### **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ОДНОФАЗНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ**

#### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Целью работы является изучение структуры сварных соединений однофазных хромистых сталей и сплавов, влияния способа сварки на формирование сварных швов и структуру зоны термического влияния соединений.

#### **2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

2.1. Изучить структуру металла швов и зоны термического влияния сварных соединений однофазных хромистых сталей и сплавов.

2.2. Изучить влияние способа сварки на структуру металла сварных швов.

2.3. Изучить влияние сварочного нагрева на структуру металла околошовной зоны сварных соединений.

### 3. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

Стали, содержащие более 16 % хрома, относятся к ферритному классу и не претерпевают структурных превращений при высокотемпературном нагреве и охлаждении. Данные стали относятся к кислотостойким (стойким против коррозии в условиях контактирования с растворами кислот). Стали 12X17, 08X17 являются также жаростойкими до температуры 900 °С. Стали 15X25Т, 15X28 – до температуры 1100 °С; они применяются в виде трубок и листов различной толщины (до 30-40 мм) для изготовления химического и нефтеперерабатывающего оборудования, работающего без значительных нагрузок в средах как не содержащих, так и содержащих сернистые газы.

Также не претерпевают структурных превращений при высокотемпературном нагреве и охлаждении железохромоалюминиевые сплавы Х23Ю5, Х23Ю5Т, Х27Ю5Т (хромали). Эти сплавы обладают однофазной структурой тройного  $\alpha_3$ -твердого раствора и характеризуются высоким удельным электрическим сопротивлением (до 1,45 мкОм • м) в сочетании с высокой жаростойкостью (рабочие температуры до 1300 °С). Они применяются в промышленности в качестве материала элементов сопротивления реостатов и различных нагревательных устройств. Химический состав ферритных хромистых сталей и сплавов типа хромаль приведен в табл. 3.1.

Отсутствие фазовых превращений при нагреве и охлаждении обуславливает высокую склонность всех перечисленных материалов к перегреву – росту черна при высокотемпературном нагреве. Перегрев имеет место и в условиях сварочного нагрева, что отрицательно сказывается на механических свойствах сварных соединений. С увеличением степени перегрева, а, следовательно, и размера зерна, порог хладноломкости стали повышается и переходит в область положительных температур, что выражается в резком снижении пластичности и ударной вязкости металла. Ввиду отсутствия фазовых превращений перегрев в зоне термического влияния (ЗТВ) сварных соединений однофазных хромистых сталей и сплавов не устраняется термической обработкой.

Таблица 2.1

Химический состав высокохромистых сталей ферритного класса  
и сплавов типа хромаль

Марка	Содержание элементов, %									
	Fe	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	Al
					не более					
08X17T	основа	≤0,08	≤0,8	≤0,7	0,025	0,035	16,0-18,0	-	(5·C)-0,8	-
15X25T		≤0,15	≤1,0	≤0,8	0,025	0,035	24,0-27,0	-	(5·C)-0,8	-
15X28		≤0,15	≤1,0	≤0,8	0,025	0,035	27,0-30,0	-	(5·C)-0,8	-
хромаль X23Ю5		≤0,05	≤0,6	≤0,3	0,015	0,020	21,5-23,5	≤0,6	0,15-0,40	4,6-5,3
хромаль X27Ю5T		≤0,05	≤0,6	0,3	0,015	0,020	26,0-28,0	≤0,6	0,15-0,40	5,0-5,8

При сварке хромистых ферритных сталей рекомендуется применять аустенитные присадочные материалы, обеспечивающие получение в шве двухфазной аустенитно-ферритной структуры (до 30 % феррита). При использовании ферритных присадочных материалов металл шва кристаллизуется с образованием крупных столбчатых кристаллитов. Такая структура характеризуется низкой ударной вязкостью и высокой склонностью к межкристаллитной коррозии в исходном состоянии после сварки.

Однако в некоторых случаях требуется получение в швах однофазной ферритной структуры либо выполнение сварки с применением безникелевых присадочных материалов. При этом практически единственным способом уменьшения степени перегрева является ограничение времени пребывания металла ЗТВ сварных соединений под воздействием высоких температур за счет повышения жесткости термического цикла сварки (ТЦС). Регулирование ТЦС позволяет также управлять процессами кристаллизации металла сварочной ванны, что способствует получению более благоприятных структур металла сварных швов.

Уменьшению термического воздействия на свариваемый металл способствует применение способов сварки, характеризующихся высокой удельной мощностью и сосредоточенностью, что позволяет выполнять сварку при минимальных значениях погонной энергии. К таким способам относятся электроннолучевая, лазерная, плазменная и микроплазменная сварка. При сварке покрытыми электродами подобный эффект может быть достигнут наложением на дугу продольного магнитного поля, при сварке неплавящимся (вольфрамовым) электродом – применением в качестве защитного газа гелия.

#### **4. МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ**

Для выполнения лабораторной работы необходимы следующие материалы и оборудование:

- металлографический микроскоп;
- эталон для визуального определения балла зерна феррита;
- коллекция шлифов стыковых сварных соединений сплава хромаль Х23Ю5, выполненных аргоно- и гелиеводуговой сваркой неплавящимся электродом.

#### **5. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

5.1. Изучить и схематично зарисовать структуры сварных швов и зоны термического влияния сварных соединений сплава хромаль Х23Ю5, выполненных аргоно- и гелиеводуговой сваркой неплавящимся электродом.

5.2. Используя окулярмикrometer, определить ширину швов, выполненных аргоно- и гелиеводуговой сваркой при различных значениях сварочного тока. Результаты занести в таблицу 3.2. Построить зависимости  $e = f(I_{св})$  ширины сварных швов от величины сварочного тока.

5.3. Используя окулярмикrometer, определить ширину зоны термического влияния сварных соединений. Границей перехода от ЗТВ к основному металлу считать участок, в котором отсутствуют видимые изменения структуры. Результаты занести в таблицу 3.2.

5.4. Используя окулярмикrometer и эталон для визуального определения балла зерна феррита, определить балл зерна  $N$  в околошовной зоне сварных соединений на заданных расстояниях  $x$  от границы сплавления. Результаты занести в таблицу 2.2. Построить зависимости  $N = f(x)$ .

Таблица 2.2

## Результаты исследования

№ шлифа	Способ сварки	$I_{св}$ , А	Ширина		Балл зерна $N$ в ЗТВ на расстоянии $x$ (мм) до границы сплавления					
			шва $e$ , мм	ЗТВ $l$ , мм	0	0,5	1,0	1,5	2,0	2,5
1	Аргоно- дуговая неплавящимся электродом без присадки	40								
2		50								
3		60								
4	Гелиево- дуговая неплавящимся электродом без присадки	9								
5		16								
6		22								

## 6. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

Отчет по работе оформляется в соответствии с установленными требованиями и должен содержать:

- цель работы;
- теоретическую часть;
- рисунки структур сварных швов и зоны термического влияния сварных соединений;
- таблицу экспериментальных данных;
- графические зависимости  $e = f(I_{св})$  и  $N = f(x)$ .
- выводы по работе, включающие анализ влияния сварочного нагрева и способа сварки на строение и структуру металла сварных швов и околошовной зоны сварных соединений.

## 7. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Перечислите основные марки однофазных хромистых сталей и сплавов, области их применения.

2. В чем состоят основные особенности свариваемости однофазных хромистых сталей и сплавов?
3. Расшифруйте понятие «перегрев металла».
4. Как влияет размер зерна на механические свойства однофазных хромистых сталей и сплавов?
5. Почему сварку хромистых ферритных сталей рекомендуется выполнять с применением аустенитных присадочных материалов?
6. Перечислите основные способы управления структурой металла при сварке однофазных хромистых сталей и сплавов.
7. Какие способы сварки наиболее благоприятны для сварки однофазных хромистых сталей и сплавов?
8. Сформулируйте кратко общие положения по выбору способа сварки, сварочных материалов и параметров режима при сварке однофазных хромистых сталей и сплавов.

### **3. ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 3**

#### **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ ШВОВ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ**

##### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Изучить особенности прогнозирования и экспериментально оценить структуру сварных швов хромоникелевых сталей различного структурного класса. Научится оценивать влияние структурного фактора на склонность металла к образованию кристаллизационных трещин.

##### **2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

2.1. Изучить структурные диаграммы и принцип определения с их помощью структуры металла сварного шва.

2.2. Изучить структуру хромоникелевых сталей различных классов и научиться оценивать степень разбавления металла сварного шва основным металлом.

2.3. Изучить влияние соотношения показателя аустенитности на склонность сварных швов хромоникелевых сталей различного структурного класса к образованию кристаллизационных трещин.

### 3. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

В настоящее время для изготовления сварных конструкций в машиностроении, химической и нефтедобывающей отраслях промышленности наибольшее применение нашли хромоникелевые стали аустенитного, аустенитно-ферритного и аустенитно-мартенситного классов. Они имеют в своей основе различные комбинации систем Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-Ni-Mn и другие с дополнительным легированием разными элементами. При одновременном введении ферритообразующих и аустенитообразующих элементов в сталях могут наблюдаться различные структурные и фазовые соотношения, вследствие чего различают следующие основные их структурные классы (табл. 3.1):

1. Аустенитный – стали со структурой устойчивого аустенита.

2. Аустенитно-ферритный – стали, имеющие структуру аустенита с содержанием феррита 40-60 %. Количество  $\delta$ -феррита в этих сталях увеличивается с повышением температуры нагрева при горячей деформации и термической обработке.

3. Аустенитно-мартенситный – стали этого класса имеют преимущественно аустенитную структуру с небольшим (до 20 %) содержанием мартенсита. Вследствие недостаточной стабильности аустенита соотношение структурных составляющих в результате термической обработки достаточно легко изменяется.

Формирование требуемой структуры при сварке хромоникелевых коррозионностойких жаростойких и жаропрочных сталей различных структурных классов зависит от многочисленных факторов. Экспериментальные пути определения структурно-фазового состава сварного шва и его механических свойств хотя и трудоемки, но дают достоверные результаты. Более простыми и позволяющими быстро прогнозировать структуру являются методы по различным диаграммам в зависимости от химического состава.

Первая группа факторов, определяющих процессы структурообразования, включает в себя параметры процесса дуговой сварки, определяющие химический состав металла шва. На химический состав металла шва оказывают влияние два параметра: доля участия в шве основного металла и коэффициент перехода легирующих элементов из сварочного материала через столб электрической дуги в сварочную ванну.

Вторая группа – объединяет такие параметры термического цикла сварки как скорость нагрева ( $V_n$ ), максимальную температуру нагрева

( $T_{MAX}$ ), и охлаждения до критических точек  $A_{C1}$  и  $A_{C3}$  ( $T_{охл}$ ), а также скорость охлаждения в температурном интервале распада аустенита.

Таблица 3.1

Коррозионностойкие жаростойкие и жаропрочные стали

сталь	Содержание химических элементов, %							Рабочие условия
	C	Cr	Ni	Ti	Mo	Mn	Si	
Аустенитные								
08X18H10T	≤0,08	17-19	9-11	0,4-0,7	-	≤2	≤0,8	от – 196 до 600 °С, в агрессивной среде до 400 °С
12X18H10T	≤0,12	17-19	9-11	0,6-0,8	-	≤2	≤0,8	
Аустенитно-ферритные								
08X22H6T	≤0,08	21-23	5,3-6,3	≤0,65	0,3 Cu	≤0,8	≤0,8	в коррозионной среде от – 10 до +300 °С
08X21H6M2T	≤0,08	20-22	5,5-6,5	≤0,40	1,8-2,5	≤0,8	≤0,8	в агрессивной среде до 300 °С
Аустенитно-мартенситные								
08X17H5M3	0,06-0,1	16-17,5	4,5-5,5	-	3,0-3,5	≤0,8	≤0,8	в атмосферных условиях, уксусно-кислых и серно-кислых средах
08X15H5Д2Т	≤0,08	14,5	5,0	0,1	2,0 Cu	≤0,8	≤0,8	

В процессе сварки определенное количество основного металла плавится под действием тепла дуги и разбавляется жидким электродным и присадочным металлами. В этой связи глубина проплавления определяется в сечении шва как глубина расплавления основного металла. На практике удобным способом предварительной оценки свойств сварного шва является вычисление степени разбавления, которая представляет собой процентное содержание расплавленного основного металла в металле шва. Определить степень разбавления можно с помощью химического анализа металла шва, либо графическим или математическим методом. При использовании аналогичного со свариваемой сталью химического состава сварочного материала разбавление не оказывает заметного влияния на состав сварного шва. Однако, при сварке сталей ферритного класса с использованием аустенитно-ферритных сварочных материалов такое влияние может быть существенным. В этом случае в разбавленном металле шва будет понижено содержание Cr и Ni, а содержание углерода повышено. Это приведет к изменению структуры металла шва, снижению

коррозионной стойкости, а также его охрупчиванию вследствие образования мартенсита. Снизить разбавление металла шва элементами основного металла можно путем многослойной сварки.

Поскольку разбавленный металл шва содержит  $\gamma_0$  частей основного металла и  $1-\gamma_0$  частей сварочного материала, то содержание элемента в сварном шве согласно правилу смешения:

$$[X]_{\text{ш}} = \gamma_0 [X]_{\text{о.м}} + (1-\gamma_0)[X]_{\text{э}} \pm \Delta X, \quad (3.1)$$

где  $[X]_{\text{ш}}$ ,  $[X]_{\text{о.м}}$ ,  $[X]_{\text{э}}$  – концентрация рассматриваемого элемента соответственно в металле однослойного шва, основном и электродном металлах;  $\Delta X$  – обобщенное изменение данного элемента в составе основного и электродного металлов вследствие металлургических взаимодействий или неизбежного взаимодействия расплавленного металла с окружающей средой – газами и шлаками.

Таблица 3.2

Зависимость доли участия основного металла в металле шва от способа сварки

Способ сварки	$\gamma_0$ , %
Электрошлаковая лентой	8-15
Аргонодуговая неплавящимся электродом	15-30
Ручная дуговая покрытыми электродами	25-40
Дуговая проволокой в защитном газе	30-50
Дуговая проволокой под флюсом	45-70

Как следует из таблицы 3.2, процессы РДС, а также АДС высоколегированной проволокой обеспечивают максимальное проплавление, что при сварке основного металла с ферритной структурой недопустимо. С целью снижения проплавления необходимо производить сварку с низкой погонной энергией, подобрав оптимальный технологический режим (пониженное значение сварочного тока и напряжения на дуге, применив прием сварки узкими валиками без колебаний электрода, используя сварочные проволоки малого диаметра, повышенную скорость сварки). При этом режим сварки должен обеспечивать гарантированный провар. В случае многопроходной сварки дуга должна существовать на металле шва предыдущего прохода, а не на ферритном основном металле.

Рассмотрим несколько диаграмм, которые позволяют приближенно определить структуру сварного шва. В настоящее время существуют несколько таких диаграмм.

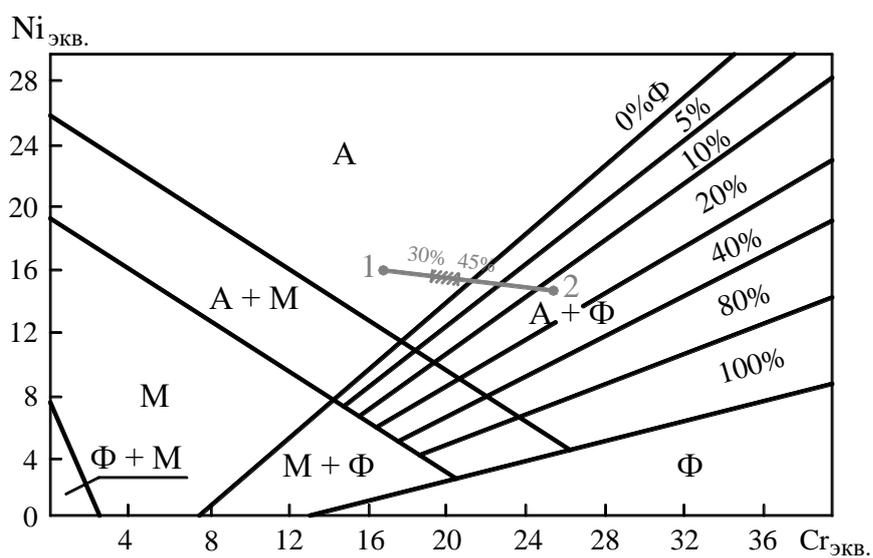


Рис. 3.1. Диаграмма Шеффлера.

Точками 1 и 2 обозначены структуры, соответствующие усредненным составам присадочного электродного материала и свариваемой стали, соответственно.

Заштрихованная область на "прямой разбавления" соответствует степени разбавления металла шва основным металлом.

Большинство используемых для сварных конструкций хромоникелевых сталей содержат более двух компонентов. Совместное влияние нескольких компонентов сплава на его свойства часто отличается от влияния каждого в отдельности. Многокомпонентное легирование в сплавах чаще всего учитывается в виде структурных диаграмм, например, диаграммы А. Шеффлера, позволяющей в большинстве случаев с достаточной точностью – графически определять структуру металла сварных швов (рис. 3.1).

Положения точек, указывающих на структуру материалов, вычисляются через их химический состав с помощью формул так называемых Cr- и Ni- эквивалентов, отложенных по осям абсцисс и ординат соответственно. Эти эквиваленты учитывают аустенитообразующее и ферритообразующее действие различных элементов. Аустенитообразующее действие сравнивается с никелем, а ферритообразующее – с хромом. Эквивалентное содержание никеля и хрома рассчитываются по формулам:

$$Ni_{\text{экв}} = \% Ni + (30 \cdot \% C) + (0,5 \cdot \% Mn) \quad (3.2)$$

$$Cr_{\text{экв}} = \% Cr + \% Mo + (1,5 \cdot \% Si) + (0,5 \cdot \% Nb) + (2 \cdot \% Ti) \quad (3.3)$$

При соединении этих точек на диаграмме получается «прямая разбавления», по которой можно определить структуру металла при любой степени разбавления. Для нахождения точки, соответствующей определенной структуре, длина прямой принимается за 100 %, и по ней откладывается степень разбавления для используемого способа сварки. Чем больше в

составе сварного шва основного металла, тем ближе он на прямой 2-1 к точке 2 (рис. 3.2).

Прямая соединяющая точки 1 и 2 характеризует структуру всех промежуточных сплавов, которые могут образовываться при смешивании металла присадочной проволоки и свариваемой стали при разных соотношениях их количеств металле сварного шва. По положению этой точки на диаграмме возможно оценить пригодность выбранных условий сварки (сварочные материалы, способ и параметры) для получения шва с определенными свойствами.

Для оценки содержания феррита в ферритно-аустенитных дуплексных и супердуплексных нержавеющей сталях, отличающихся более высоким содержанием легирующих элементов, а также добавками меди и вольфрама, используют диаграмму WRC 92.

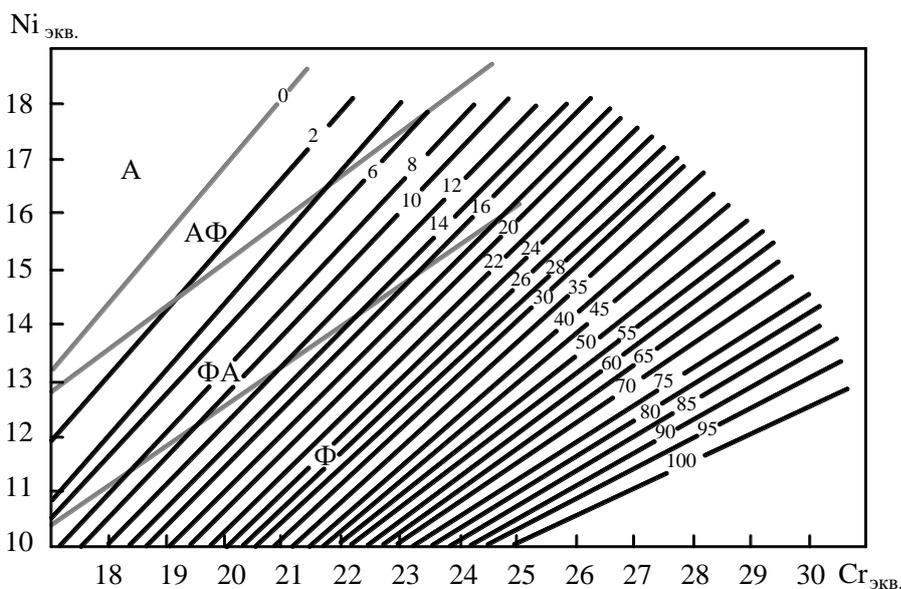


Рис. 3.2. Диаграмма WRC 92.

На диаграмме WRC 92 области с первичной кристаллизацией аустенита обозначены буквами А или АФ, а с первичной кристаллизацией феррита – буквами ФА или Ф. Обозначение двумя буквами, АФ или ФА, указывает на эвтектическую кристаллизацию, в которой обе фазы затвердевают в пространстве между дендритными ядрами, и в то же самое время – это может происходить после первичной кристаллизации одной фазы из расплава. Эвтектическая кристаллизация является причиной того, почему в металле сварного шва может быть обнаружено малое содержание  $\delta$ -феррита, даже в случае первичной кристаллизации аустенита.

Эквивалентное содержание никеля и хрома рассчитываются в зависимости от химического состава металла сварного шва по формулам:

$$Ni_{\text{экв}} = \% Ni + (35 \cdot \% C) + (20 \cdot \% N) + (0,25 \cdot \% Cu) \quad (3.4)$$

$$Cr_{\text{экв}} = \% Cr + \% Mo + (0,7 \cdot \% Nb) \quad (3.5)$$

Некоторые современные сварочные проволоки содержат небольшое количество азота, являющегося мощным аустенизатором. Для определения структуры азотсодержащих сталей и сварных швов и более точной фиксации количества ферритной фазы в них удобно пользоваться структурной диаграммой Делонга (рис. 3.3), в которой эквиваленты никеля и хрома рассчитываются по формулам:

$$Ni_{\text{экв}} = \% Ni + (30 \cdot \% C) + (30 \cdot \% N) + (0,5 \cdot \% Mn) \quad (3.6)$$

$$Cr_{\text{экв}} = \% Cr + \% Mo + (1,5 \cdot \% Si) + (0,5 \cdot \% Nb) \quad (3.7)$$

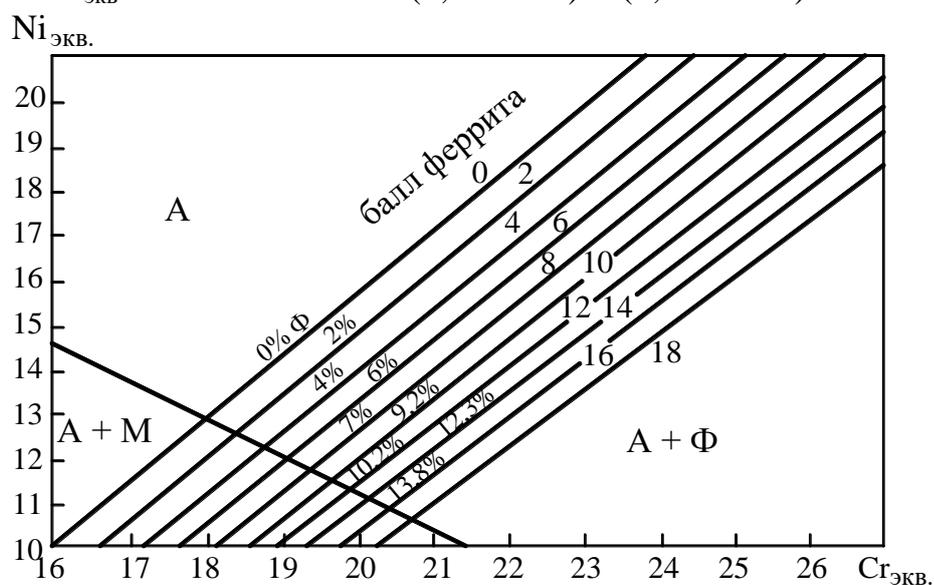


Рис. 3.3. Диаграмма Делонга.

Степень влияния легирующих элементов на структуру зависит от их содержания и соотношения в рассматриваемой системе легирования. Это относится в первую очередь к углероду и азоту. Малые их количества гораздо больше влияют на фазовый состав металла. Азот обеспечивает устойчивое соотношение структуры металла, содержащей 50 % аустенита и 50 % феррита.

В связи с многокомпонентным легированием и неизбежным присутствием вредных примесей в хромоникелевых сталях увеличивается вероятность появления легкоплавкой составляющей на границах дендритов в момент завершения кристаллизации ванны, что совместно с транскристал-

лическим строением сварного шва повышает склонность к образованию кристаллизационных трещин в металле шва и околошовной зоны.

Для качественной оценки влияния легирующих элементов и примесей на сопротивляемость металла шва образованию кристаллизационных трещин применительно к хромоникелевым сталям используют параметр, оценивающий степень их аустенитности:

$$\frac{Cr_{\text{экв}}}{Ni_{\text{экв}}} = \frac{Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti}{Ni + 22C + 0,31Mn + 14,2N_2 + Cu} , \quad (3.8)$$

где Cr, Ni и др. содержание химических элементов в сварном шве масс., % (S и P не более 0,035).

Если отношение  $Cr_{\text{экв}} / Ni_{\text{экв}} < 1,5$ , то металл сварного шва потенциально склонен к образованию кристаллизационных трещин. Если  $Cr_{\text{экв}} / Ni_{\text{экв}} > 1,5$  то вероятно появление в аустенитном шве ферритной фазы ( $\delta$ -феррит), одновременное выделение которой с аустенитом приводит к образованию мелкокристаллитной первичной структуры металла сварного шва и утончению межкристаллизационных прослоек. При этом общая протяженность границ между кристаллитами растет и легкоплавкие эвтектики становятся разобщенными, что способствует подавлению транскристаллитного характера кристаллизации. Кроме того, в  $\delta$ -феррите значительно выше растворимость вредных примесей, что уменьшает их ликвацию.

В сварных швах содержание  $\delta$ -феррита зависит от соотношения эквивалентов  $Ni_{\text{экв}}$  и  $Cr_{\text{экв}}$  и от скорости охлаждения в температурном интервале кристаллизации. В изделиях, работающих в условиях коррозионного воздействия при температурах до 400 °С, допускается содержание феррита до 20-25 %. Феррит в большей мере чем, чем аустенит склонен к выделению  $\sigma$ -фазы, снижающей пластичность и вязкость, поэтому в изделиях из жаропрочных и жаростойких сталей, работающих при более высоких температурах, количество  $\delta$ -феррита в металле сварных аустенитных швов ограничивают 4-5 %.

## 4. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ РАБОТЫ

### 4.1. Материалы и оборудование

- 1) Металлографический микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT;
- 2) Коллекция шлифов сварных соединений хромоникелевых сталей различных структурных классов.

#### 4.2. Последовательность выполнения работы

1. На основании заданных преподавателем способа сварки, марки стали и марки электродного материала определить содержание компонентов в металле шва.

2. Изучить с помощью микроскопа структуру металла сварного шва, полученного на хромоникелевых сталях аустенитного, аустенито-ферритного и аустенито-мартенситного классов. Выявить величину проплавления сварного шва.

3. Выбрать наиболее рациональную для прогнозирования структуры металла сварного шва диаграмму (Шеффлера, Делонга, WRC 92). Рассчитать по формулам 3.2-3.7 эквиваленты хрома и никеля для исследуемой стали и выбранной электродной проволоки и на поле структурной диаграммы построить "линию разбавления" с указанием на ней экспериментальной степени разбавления  $\gamma_0$ . Определить структурный класс металла сварного шва.

Пример:

1. Аустенитный основной металл: 08X18H9.

2. Сварка покрытым электродом ОЗЛ-8.

Доля участия основного металла в металле шва 26 %, то есть  $\gamma_0 = 0,26$ .

Таблица 3.3

Результаты исследования

	Химический состав материалов						$\gamma_0$	Cr <sub>ЭКВ</sub>	Ni <sub>ЭКВ</sub>
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti			
1.							0,26 (=1a)		
2.							0,74 (=2a)		
1a							-	X	X
2a							-	X	X
(1a+2a) *							-		
Степень аустенитности металла шва -									
Количество в металле $\delta$ -феррита -									

\* Химический состав металла шва

Результат: структура металла шва в соответствии с диаграммой Шеффлера – аустенит и около 3 % феррита.

4. Рассчитать (ф. 3.1) предполагаемое содержание элементов в сварном шве и определить с помощью ф. 3.8 степень его аустенитности, а также по ф. 3.9 определить количество в металле сварного шва  $\delta$ -феррита.

5. Сравнить количество  $\delta$ -феррита определенного с помощью структурной диаграммы и рассчитанного по ф. 3.9.

6. Результаты исследования свести в табл. 3.3.

## 5. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

Отчет по работе оформляется в соответствии с установленными требованиями и должен содержать:

- 1 – цель и задачи работы;
- 2 – теоретическую часть;
- 3 – рисунок структурной диаграммы с нанесенными на ее рабочее поле расчетными координатами эквивалентов хрома и никеля и "линией разбавления";
- 4 – рисунки структур металла сварных швов аустенитного, аустенито-ферритного и аустенито-мартенситного классов;
- 5 – таблицу результатов исследования;
- 6 – выводы по работе, включающие:
  - анализ влияния способа сварки и химического состава электродного металла на структурное состояние металла шва;
  - анализ влияния степени аустенитности металла шва хромоникелевой стали различного структурного класса на сопротивляемость образованию кристаллизационных трещин

## 6. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Назовите основные отличия хромоникелевых сталей аустенитного, аустенито-ферритного и аустенито-мартенситного классов?
2. Какие факторы определяют процессы структурообразования в металле сварного шва?
3. Каково влияние способа сварки на величину доли участия основного металла в металле шва?
4. Изменением каких параметров можно регулировать степень разбавления металла шва основным металлом?
5. Какие легирующие элементы оказывают аустенитообразующее и ферритообразующее действие на структуру металла сварного шва?
6. Как использовать диаграмму Шеффлера для определения структуры металла шва?
7. В чем основное отличие между диаграммами Делонга и WRC 92?
8. Что характеризует степень аустенитности металла сварного шва?
9. Как повысить сопротивляемость аустенитного металла сварного шва образованию кристаллизационных трещин?
10. Что влияет на количество образующегося в структуре металла шва  $\delta$ -феррита?

## **4. ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 4**

### **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА**

#### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Дать знания в области металлографических исследований структуры и свойств наплавленного металла и развить умение самостоятельно изучать технологические свойства сварочных материалов, а также оценивать свойства наплавленного металла.

#### **2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

2.1. Овладеть современными методами металлографических исследований наплавленного металла.

2.2. Изучить функциональные возможности и области взаимодополняемость методов исследования структуры и химического состава наплавленного металла.

2.3. Исследовать структуру наплавленного металла и изучить ее влияние на твердость и стойкость металла к абразивному изнашиванию.

#### **3. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ**

Основные методы металлографических исследований наплавленного металла включают оптическую, электронную и атомно-силовую микроскопии.

Оптическая микроскопия основана на явлении отражения видимого излучения, падающего на изучаемый объект, и последующем сборе рассеянного излучения с целью получения изображения.

Атомно-силовая микроскопия (АСМ) основана на регистрации силового взаимодействия между поверхностью исследуемого образца и зондом, в качестве которого используется наноразмерное острие, располагающееся на конце упругой консоли, называемой кантилевером (рис. 4.1). При сканировании поверхности образца зондом изгиб его упругой консоли фиксируется лазером, сфокусированным на ней. Луч лазера отражается от консоли, попадая в центр фотоприемника, передающего сигнал в петлю обратной связи, напряжение с которой записывается в память компьютера в качестве изображения рельефа поверхности.

Применение полуконтактной методики, при которой зонд не скользит постоянно по поверхности образца в процессе сканирования, а касается ее в результате высокочастотных колебаний упругой консоли, существенно уменьшает механическое воздействие зонда на исследуемую поверхность и повышает ресурс его работы.

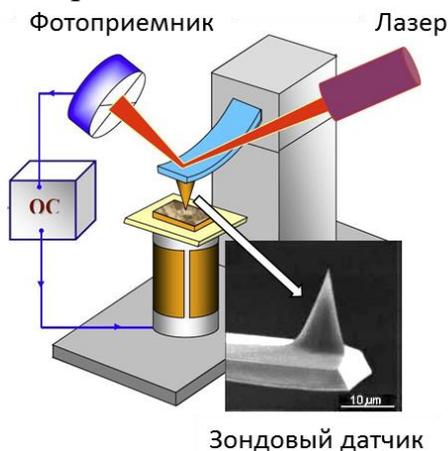


Рис. 4.1. Схема атомно-силовой микроскопии: ОС – система обратной связи.

Микроструктуру наплавленного металла изучают на сканирующем зондовом микроскопе Solver Pro с программным комплексом Nova. Используют сканеры с диапазонами от  $1 \times 1$  мкм до  $100 \times 100$  мкм. Пространственное разрешение микроскопа в горизонтальной плоскости составляет не более 10 нм, по вертикали – не более 0,1 нм. В качестве зондов применяются кремниевые кантилеверы с типичным радиусом заточки острия 10 нм.

Электронная растровая микроскопия основана на зондировании поверхности изучаемого образца электронным зондом и фиксации эффектов, возникающих в результате взаимодействия электронов с веществом образца. Помимо получения изображения поверхности образца, возможна идентификация химических элементов в его микрообъемах. При энергодисперсионном анализе происходит регистрация сигналов, возникающих при взаимодействии электронного пучка с приповерхностным объемом образца на глубине менее нескольких микрометров (рис. 4.2). Объем зоны взаимодействия пучка электронов с образцом непосредственно определяет пространственное разрешение и глубину, на которой можно выполнить анализ. Он зависит от плотности материала образца и величины ускоряющего напряжения.

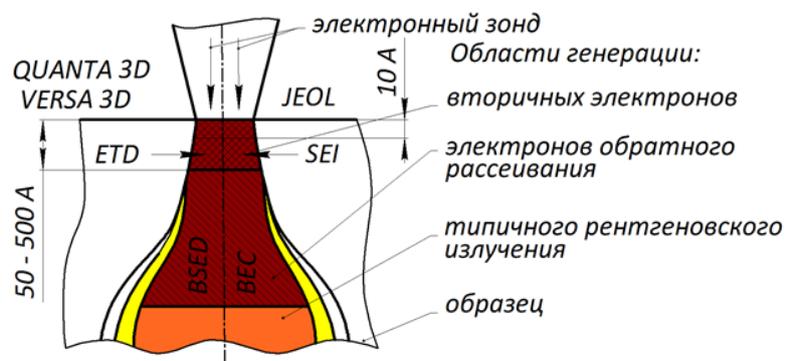


Рис. 4.2. Схематичное изображение области генерации излучения в металле при воздействии на него электронного луча.

При проникновении в металл первичные электроны могут выбивать электроны атомов исследуемого образца с внутренних  $K$ -,  $L$ - или  $M$ -оболочек, оставляя атом в энергетически возбужденном состоянии. При переходе атома в основное состояние избыточная энергия выделяется в виде кванта рентгеновского излучения. Поскольку энергия возникающего кванта зависит только от энергии участвующих в процессе электронных уровней, а они являются характерными для каждого элемента, возникает характеристическое рентгеновское излучение, имеющее дискретный линейчатый спектр. Согласно закону Мозли, для рентгеновских линий внутри одной серии существует прямая зависимость энергии излучения и атомного номера химического элемента:

$$E = p (Z - q)^2,$$

где  $E$  – энергия,  $Z$  – атомный номер эмитирующего атома ( $p$  и  $q$  – константы). Количественный анализ элементов проводится измерением интенсивности линий характеристического спектра участвующих элементов.

Таблица 4.1

Характеристики применяемых электронных микроскопов

Характеристики		Электронные и электронно-ионные сканирующие микроскопы		
		JEOL JSM-6610	FEI	
			Quanta 3D	Versa 3D
Источник электронов		вольфрамовый катод		катод Шоттки
Источник ионов		не имеет	Галлиевый катод	
Максимальное разрешение	в режиме электронов	3 нм при 30 кВ	<3,5 нм при 35кВ	0,8 нм при 30 кВ
	в режиме ионов	не имеет	10 нм при 30 кВ	5 нм при 30 кВ
Увеличение, крат		от 50 до 300 000	от 30 до 1 280 000	

Металлографический и энергодисперсионный анализ наплавленного металла проводят на растровых электронных микроскопах JEOL JSM-6610, Quanta 3D FEG и Versa 3D (табл. 4.1), снабженных соответствующими энергодисперсионными спектрометрами: кремний-литиевым – Genesis Trident XM 4, кремний-дрейфовым рентгеновскими детекторами INCA X-Max (Oxford Instruments) и APOLLO X (Ametek Inc).

#### **4. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ РАБОТЫ**

##### **4.1. Материалы и оборудование**

- 1) порошки металлов, ферросплавов, минералов, никелевые и стальные ленты;
- 2) весы аналитические ВСЛ-60/0,1А;
- 3) сварочные плавящие флюсы (АН-22, АН-15м, ФЦ-17, АН-26с);
- 4) автомат сварочный А-1401;
- 5) твердомер ТН-500;
- 6) углошлифовальная машина УШМ-180/1800М;
- 7) точильно-шлифовальный станок;
- 8) комплект наждачной бумаги с зернистостью Р100, Р180, Р240, Р360, Р600, Р1000 и химические реактивы;
- 9) оптический микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT; растровый электронный микроскоп Versa; атомно-силовой микроскоп Solver Pro;
- 10) установка для испытания металла на стойкость к абразивному изнашиванию при нормальных и повышенных температурах;
- 11) электропечь.

##### **4.2. Последовательность выполнения работы**

1. Рассчитать химический состав порошковой проволоки на заданный преподавателем тип износостойкого сплава согласно методическим указаниям «Изучение методики расчета состава порошковых проволок для наплавки».

2. Подготовить компоненты проволоки и изготовить порошковую проволоку согласно методическим указаниям «Изучение технологии изготовления наплавочных порошковой и композиционной проволок на волоочильном стане ОБ-575».

3. Подготовить сварочное оборудование, выбрать параметры технологического режима и наплавить минимум в три прохода экспериментальный образец с использованием разработанной проволоки.

4. В зависимости от типа наплавленного металла выполнить термическую обработку.

5. Изготовить образцы (макро- и микрошлифы) для металлографических исследований согласно методическим указаниям «Микроструктурный метод исследования сварных соединений».

6. Выполнить металлографические исследования согласно методическим указаниям «Микроструктурный метод исследования сварных соединений»:

- исследовать структуру основного, наплавленного металла и переходной зоны между ними;

- выявить наличие сварочных дефектов;

- сделать химический анализ характерных участков структуры и измерить их микротвердость.

7. Измерить твердость по сечению наплавленного металла методом Роквелла.

8. Провести испытание на стойкость наплавленного металла к абразивному изнашиванию согласно методическим указаниям «Испытания наплавленного металла на изнашивание закрепленным абразивом».

9. Результаты исследования свести в таблицу 4.2.

Таблица 4.2

Результаты исследования

Тип выявленной структуры наплавленного металла	Химический состав в характерных участках структуры, масс. %	Твердость наплавленного металла, HRC	Коэффициент относительной износостойкости наплавленного металла, ε

## 5. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

Отчет по работе оформляется в соответствии с установленными требованиями и должен содержать:

1. цель и задачи работы;
2. расчет химического состава порошковой проволоки;
3. алгоритм изготовления порошковой проволоки на однобарабанном волочильном стане;

4. схему наплавки и основные расчётно-экспериментальные параметры режима наплавки;

5. структуры основного и наплавленного металла, а также переходной зоны;

6. таблицу результатов исследования, включающую выявленный тип структуры наплавленного металла, химический состав его характерных участков и их микротвердость, данные измерения твердости основного, наплавленного металла и переходной зоны между ними, относительную стойкость наплавленного металла к абразивному изнашиванию;

7. выводы по работе, включающие анализ влияния способа наплавки и химического состава порошковой проволоки на формирование структуры и свойства наплавленного металла.

## **6. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. В чем состоит сущность расчетной методики определения состава наплавочной порошковой проволоки?

2. Какие известны типы структур износостойких наплавленных сплавов?

3. Какие типы фаз могут применяться для упрочнения наплавленного металла, а также жаропрочных сварных швов?

4. В чем заключается функция матрицы износостойкого сплава, и какие типы матриц известны?

5. Как влияют углерод и хром на структуру и свойства наплавленного металла на основе железа?

6. Как влияют углерод, хром, вольфрам, молибден, ванадий и ниобий на структуру и свойства наплавленного металла на основе никеля?

7. Какими показателями характеризуют свойства карбидов?

8. Карбиды каких металлов и какого типа используют для повышения износостойкости сплавов при нормальной и повышенной температурах?

9. По каким показателям можно оценить качество наплавленной композиции: основной металл – переходная зона – наплавленный металл?

10. Как подготовить образцы наплавленного металла для металлографических исследований?

11. Какова последовательность определения структуры сплавов по диаграмме Потока-Сагалевица?

# **ПРАКТИЧЕСКИЕ РАБОТЫ**

## **ПРАКТИЧЕСКОЕ ЗАНЯТИЕ № 1 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ**

### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Изучить влияние термообработки на структуру и твердость металла сварных соединений низколегированных сталей для строительных конструкций и выработать умения в области практического применения полученных знаний.

### **2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

2.1. Исследовать структуру сварного соединения заданного преподавателем образца стали. Выявить тип необходимой после сварки термической обработки и определить ее режим.

2.2. Выполнить термообработку образца сварного соединения и, подготовив микрошлиф для металлографических исследований, исследовать его микроструктуру.

2.3. Исследовать распределение твердости металла шва и ЗТВ в поперечном направлении на образцах до и после термообработки.

### **3. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ**

Термическую обработку сварных соединений из низколегированных сталей для строительных конструкций в ряде случаев проводят не только в целях снятия остаточных сварочных напряжений, но и в целях устранения последствий влияния сварочного нагрева на фазовое состояние и структуру ЗТВ, а в некоторых случаях и улучшения структуры металла шва.

По тем изменениям структуры и свойств, которые могут происходить в ЗТВ, низколегированные стали можно разделить на три группы:

1. Стали, у которых при сварке в ЗТВ может произойти образование элементов неравновесных структур (бейнита и мартенсита), обуславливающих некоторое упрочнение этих участков и снижение их пластичности, ударной вязкости и хладостойкости.

2. Стали, у которых достигнутый комплекс свойств связан с упрочнением дисперсной фазой (карбидами, нитридами).

3. Стали, у которых свойства определяются очень мелкозернистым строением и наличием дисперсной упрочняющей фазы.

К первой группе относятся стали, легированные 1,3-1,8 % Mn, а иногда и до 0,9 % Cr. Несмотря на низкое содержание углерода (0,12-0,18 %), в участках ЗТВ таких сталей, нагревавшихся выше 1000 °С с последующим относительно быстрым охлаждением, в результате теплоотвода в холодный основной металл происходит образование элементов неравновесных структур. Об образовании элементов неравновесных структур свидетельствует более высокая твердость ЗТВ (*НВ* 220-240) по сравнению с ЗТВ нелегированных сталей (до *НВ* 180) даже с более высоким содержанием углерода.

К этой группе относятся стали 10Г2, 09Г2С, 09Г2С1, 10ХСНД, 15ХСНД, 17Г1С, 14ХГС и др. Назначение термической обработки сварных соединений (табл. 1) – создание условий для распада элементов неравновесных структур и восстановление свойств в ЗТВ свариваемой стали. Такой обработкой является высокий отпуск, который может быть полезен с той же целью и для металла шва, если он выполнен электродами или проволоками, дающими металл с повышенным содержанием марганца (более 0,9 %), например УОНИ-13/65, хрома (более 0,6 %) и молибдена (0,15 %), например проволока Св-08ХМ, Св-08МХ. В определенной мере необходимость термической обработки сварных соединений рассматриваемых сталей связана с толщиной свариваемого металла, условиями сварки и условиями эксплуатации сварной конструкции – рабочей температурой и наличием сред, способных вызвать коррозионное растрескивание.

Комплекс свойств сталей второй группы достигается выделением дисперсной упрочняющей фазы карбидов или карбонитридов. К этой группе относятся стали 15Г2АФ, 17Г2САФ, 12Г2ФАЮ и др. Дисперсная, упрочняющая карбидонитридная фаза, обуславливающая повышение прочности в результате влияния на ограничение роста зерна, приводит также к повышению вязкости и хладостойкости (табл. 2).

Высокий комплекс свойств сталей третьей группы – малоперлитных и бейнитных (и те, и другие с регулируемой прокаткой) достигается за счет эффекта термомеханического упрочнения, обеспечивающего очень мелкозернистую структуру, и эффект упрочнения дисперсной карбидной, а возможно, и интерметаллидной фазой.

Таблица 1

Режимы термической обработки сварных соединений низколегированных низкоуглеродистых сталей для сварных строительных конструкций

Рабочая среда	Толщина металла, мм	Температура, °С		Термообработка
		воздуха при сварке	подогрева	
Коррозионно-активная	До 25	Выше -20	–	
		Ниже -20	150	–
	Более 25	Выше -10	150	–
		Ниже -10	150	Отпуск при 600 °С
Вызывающая коррозионное растрескивание	До 25	Не ниже -10	150	То же
	Более 25	Не ниже 0	250	»

В ЗТВ всех этих сталей должны происходить укрупнение зерна и коагуляция, а вблизи шва и растворение упрочняющей фазы. Такие изменения строения в фазовом состоянии сопровождаются изменением свойств – снижением прочности и ударной вязкости ЗТВ. Однако изменение свойств ЗТВ этих сталей при сварке можно свести к минимуму, снижая погонную энергию и увеличивая скорость охлаждения после сварки. Ограниченному снижению свойств ЗТВ способствует то, что упрочняющая фаза, содержащая ванадий, ниобий и молибден, состоит из стойких карбидов или карбонитридов. Эти соединения обладают повышенной устойчивостью к коагуляции, для их растворения требуется нагрев до высоких температур в течение более длительного времени, чем для карбидов железа, марганца и хрома. Кратковременный нагрев при сварке не приводит к существенному растворению или коагуляции упрочняющей фазы. Сохраняющаяся дисперсная фаза препятствует росту зерна в участках нагрева ЗТВ. Термическая обработка сварных соединений сталей этой группы не производится. Некоторое улучшение свойств сварных соединений, и то только сталей 15Г2АФ, 17Г2САФ, 12Г2АФЮ, может быть достигнуто при нормализации, которая, однако, рациональна только для всего изделия. При локальном нагреве зоны сварного соединения может произойти существенное ухудшение свойств в участках перехода от нагретой зоны к холодному металлу. Свойства изменяются под влиянием коагуляции карбидной фазы при длительном нагреве в процессе нормализации.

Для сталей типа 15Г2АФ имеет смысл проводить локальный высокий отпуск при температуре 500 °С, так как в ЗТВ этих сталей могут образо-

вываться элементы неравновесных структур. Температура отпуска должна быть ограничена указанным значением, потому что при более высоком нагреве может произойти коагуляция дисперсной упрочняющей фазы.

В настоящее время для повышения эффективности использования металла применяют некоторые низколегированные строительно-технические стали в термически улучшенном состоянии – после закалки и высокого отпуска. Это позволяет примерно на 15 % повысить прочность стали и соответственно уменьшить металлоемкость конструкций. Такой обработке подвергают стали 17ЦС, 16ГС, 30ХГСА, 30ХГСНА и др. При сварке этих сталей нагрев металла в околошовной зоне приводит к разупрочнению участка, подвергнувшегося нагреву выше температуры 550 °С. Термической обработкой, выполняемой после сварки, восстанавливающей свойства ЗТВ таких сварных соединений, может быть только полная термическая обработка – закалка с высоким отпуском. Режим такой обработки должен быть аналогичен режиму ранее проводившейся термической обработки свариваемой стали. Высокий отпуск сварных соединений в рассматриваемом случае не может привести к восстановлению свойств разупрочненного участка ЗТВ. Высокий отпуск сварных соединений термоупрочненных сталей может производиться только в целях снижения уровня остаточных напряжений при сварке изделий большой толщины. При этом должен быть обеспечен распад неравновесных структур в участках ЗТВ, нагретых при сварке выше 900 °С. Последнее обстоятельство может иметь особое значение при сварке сталей с повышенным содержанием углерода и легирующих элементов (30ХГСНА, 30ХГСА, 20ХГСА и др.). Температура высокого отпуска сварных соединений не должна быть выше температуры отпуска при термической обработке свариваемой стали.

При сварке термоулучшенных сталей большое значение с точки зрения влияния на размер разупрочненной зоны имеет погонная энергия сварки и, особенно, определяющая ее скорость сварки. Размер разупрочненного участка будет уменьшаться с увеличением скорости сварки. При этом в зависимости от свойств свариваемой стали и сечения свариваемого изделия размеры разупрочненного участка меньше определенной величины не будут приводить к понижению прочности сварного соединения вследствие эффекта контактного упрочнения прилегающими участками металла с повышенной прочностью.

Таблица 1.2

Содержание химических элементов и механические свойства сталей с регулируемой прокаткой и дисперсионно-упрочняемых сталей

Тип стали	Массовая доля элемента, %					
	C	Si	Mn	Mo		
Малоперлитная с регулируемой прокаткой 17Г2САФ * 12Г2АФЮ 15Г2АФ	0,02-0,06	0,17-0,37	1,6-2,0	0,2–0,4		
	0,05-0,10	0,17-0,37	1,4-2,0	0–0,1		
	0,15-0,19	0,80	1,5	-		
	0,06-0,12	0,17-0,37	1,3-1,6	0,015–0,025		
	0,12-0,18	0,17-0,37	1,3-1,7	0,015–0,025		
	Массовая доля элемента, %		Механические свойства			t <sub>хр</sub> по 50% волокна в изломе, °С, ниже
Тип стали	Nb	V	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>т</sub> , МПа	KCU, МДж/м <sup>2</sup>	
Малоперлитная с регулируемой прокаткой 17Г2САФ * 12Г2АФЮ 15Г2АФ	0,02–0,06	0,02–0,06	650–700	520–600	1,4–2,5	–50
	0,02–0,05	0–0,10	600–750	500–640	1,6–2,5	–50
	-	0,12	600	500	1,5	–40
	0,025–0,05	0,08–0,18	580	450	2,0	–80
	-	-	600	460	1,5	–60

\* 0,02 % N<sub>2</sub>, 0,035 % Al

Существенное влияние на уменьшение размеров зоны и степени разупрочнения может оказать регулирование термического цикла сварки за счет сопутствующего охлаждения.

#### 4. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ РАБОТЫ

##### 4.1. Материалы и оборудование

- 1) твердомер ТН-500;
- 2) точильно-шлифовальный станок;
- 3) комплект наждачной бумаги с зернистостью Р100, Р180, Р240, Р360, Р600, Р1000 и химические реактивы;
- 4) оптический микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT;
- 5) электропечь.

##### 4.2. Последовательность выполнения работы

- 1) в зависимости от типа металла сварного соединения выбрать вид и режим его термической обработки;
- 2) измерить твердость металла шва и ЗТВ в поперечном направлении, расстояние между следами от индентора 2 мм;

3) изготовить образцы (макро- и микрошлифы) для металлографических исследований согласно методическим указаниям «Микроструктурный метод исследования сварных соединений» и выявить тип структуры металла в различных участках сварного соединения;

4) выполнить термическую обработку сварного образца;

5) после термообработки измерить твердость металла шва и ЗТВ в поперечном направлении, расстояние между следами от индентора 2 мм;

6) изготовить (макро- и микрошлифы) термообработанного образца сварного соединения для металлографических исследований согласно методическим указаниям «Микроструктурный метод исследования сварных соединений» и выявить тип структуры металла в различных участках сварного соединения;

7) построить графические зависимости распределения твердости металла сварного соединения до – и после термической обработки.

8) Результаты исследования свести в таблицу 1.3.

*Таблица 1.3*

Результаты исследования

Место расположения контролируемого участка металла сварного соединения	Тип выявленной структуры металла шва и ЗТВ	Твердость металла до ТО, HRC	Твердость металла после ТО, HRC

## **5. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА**

Отчет по работе оформляется в соответствии с установленными требованиями и должен содержать:

1) цель и задачи работы;

2) обоснование выбора режима термообработки;

3) изображения структур металла шва и ЗТВ;

6) таблицу результатов исследования;

7) графики распределения твердости по свариваемому металлу;

8) выводы по работе.

## **6. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Какую структуру имеют стали для производства сварных конструкций в строительстве промышленных объектов?
2. Как изменяется структура металла в ЗТВ в направлении от сварного шва до проведения термообработки?
3. Как изменяется структура металла в ЗТВ после проведения термической обработки?
4. Почему после термической обработки изменяется величина твердости металла в ЗТВ?
5. Изменение каких механических свойств сварного соединения обеспечивает его термообработка?

## **ПРАКТИЧЕСКОЕ ЗАНЯТИЕ № 2**

### **ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ**

#### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Изучить влияние термообработки на структуру и твердость металла сварных соединений низколегированных теплоустойчивых сталей и выработать умения в области практического применения полученных знаний.

#### **2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

2.1. Исследовать структуру сварного соединения заданного преподавателем образца стали. Выявить тип необходимой после сварки термической обработки и определить ее режим.

2.2. Выполнить термообработку образца сварного соединения и, подготовив микрошлиф для металлографических исследований, исследовать его микроструктуру.

2.3. Исследовать распределение твердости металла шва и ЗТВ в поперечном направлении на образцах до и после термообработки.

### 3. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

Низколегированные теплоустойчивые стали, как правило, содержат до 0,2 % С, 1-2 % Cr (только стали типа – 15X5М содержат до 6 % Cr – в целях повышения сопротивления коррозии), до 0,5 % Мо и до 0,3 % V. Состав этих сталей обуславливает некоторые особенности структурных превращений в ЗТВ при сварке и некоторые особенности их термической обработки (табл. 3).

Таблица 2.1

Режимы термической обработки сварных соединений низколегированных теплоустойчивых сталей

Сталь	Тип металла шва	Толщина металла, мм	Температура подогрева, °С	Термообработка	Примечание
12МХ 15ХМ	09МХ	≤10 11–25 >25	- 150 200	Отпуск при 680–710 °С в течение 1 ч. Нормализация при 930–950 °С в течение 0,25 ч Отпуск при 680– 710 °С в течение 1 ч То же, в течение 1,5 ч	Отпуск локальный или целиком изделия, нормализация всего изделия
12Х1МФ 15Х1М1Ф	09Х1МФ	≤10 11–25 >25	150 200 250	Отпуск при 720– 740 °С в течение 3 ч То же, в течение 3–4 ч То же, в течение 4 ч	Допускается общая нормализация с нагревом до 980°С в течение 0,25–0,5 ч после прогрева
15Х5М	10Х5МФ	≤10 11–25 >25	200 250 300–350	Отпуск при 740– 760 °С в течение 3 ч То же, в течение 3–4 ч То же, в течение 5 ч	Отпуск локальный или целиком изделия

Особенности превращений в ЗТВ связаны с тем, что входящие в сталь легирующие элементы повышают устойчивость образующегося при нагреве аустенита, приводя тем самым его к распаду при охлаждении в области низких температур с образованием дисперсных и частично неравновесных структур распада. В связи с этим твердость металла в ЗТВ этих сталей заметно повышается и может достигать до *HV* 350. Поэтому отпуск сварных соединений этих сталей, как правило, является операцией, необходимой не только для снижения уровня сварочных напряжений, но и для распада неравновесных структур, снижения твердости и повышения ударной вязкости в целях снижения опасности хрупких разрушений этих соединений.

Легирование рассматриваемых сталей хромом, молибденом и ванадием приводит к образованию карбидов с повышенной устойчивостью к растворению, поэтому при кратковременном сварочном нагреве эти карбиды растворяются в более нагретых областях ЗТВ, что делает участок с повышенной твердостью более узким у низколегированных теплоустойчивых сталей по сравнению с низколегированными строительными сталями. Этот же эффект определяется более высокими значениями критических температур у рассматриваемых сталей. Повышение критической температуры  $A_{c1}$  предопределяет более высокую температуру отпуска при термической обработке низколегированных теплоустойчивых сталей (730-740 °С), чем у углеродистых нелегированных и низколегированных сталей для строительных конструкций (550-650 °С).

Очень часто низколегированные теплоустойчивые стали применяют в термически обработанном состоянии: после нормализации с высоким отпуском и, реже, после закалки с отпуском. В процессе такой термической обработки перед сваркой в сталях создается мелкозернистое строение с мелкими равномерно распределенными частицами карбидов. При сварке изменяется структура стали в ЗТВ: в областях, прилежащих к сплавлению, растут зерна и появляются элементы неравновесных структур в области, нагревавшейся выше 900 °С. В участках, нагревавшихся до более низких температур (700-900 °С), происходят укрупнение карбидных выделений и некоторое снижение прочности.

В связи с этим полезно (там, где можно) восстанавливать свойства сварных соединений путем нормализации, сочетаемой с высоким отпуском. Однако такая обработка может быть рациональной только в том случае, если нагреву подвергается все изделие. При локальном нагреве нормализация может привести к ухудшению строения и свойств переходного участка между нагревавшейся областью и оставшимся холодным металлом.

Низколегированные теплоустойчивые стали имеют еще некоторые особенности, которые сказываются на условиях проведения их термической обработки. Это их пониженная теплопроводность, повышенная температура потери упругих свойств (температура размягчения) и снижение сопротивления деформации и разрушению границ зерен по сравнению с телом зерна при температуре ~650 °С.

Такие свойства металла обуславливают необходимость ограничения скорости нагрева в интервале температур до 300 °С.

Скорость охлаждения после высокого отпуска в целях снижения уровня остаточных напряжений также следует ограничивать, по крайней мере, до перехода металла в упругое состояние по всему сечению (примерно до 300 °С). С другой стороны, относительное ухудшение свойств на границах зерен при 650 °С требует, наоборот, быстрого прохождения этого интервала при нагреве.

Значение термической обработки не ограничивается только воздействием на структуру и свойства металла ЗТВ сварных соединений низколегированных теплоустойчивых сталей. Она имеет значение и для улучшения свойств металла шва при сварке таких сталей электродами, дающими металл шва (типа 09Д1Х, 09Х1М, 09МХ, 09Х1МФ, 10Х1М1НФБ), по составу близкий к свариваемой стали.

На структуру металла шва лучше всего влияет процесс нормализации, обеспечивающий перекристаллизацию и измельчение зерна. Высокий отпуск пригоден только для локального нагрева, так как и в ЗТВ, и в металле шва он приводит к распаду неравновесных структур, к снижению твердости и уровня остаточных напряжений, а также – к повышению ударной вязкости металла.

Для сталей 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 15Х5М при толщине металла более 20 мм нагрев до 400 °С ведут со скоростью до 300 °С/ч, охлаждение после сварки до 300 °С – со скоростью до 300 °С/ч. Термическая обработка должна производиться не более, чем через трое суток после сварки сталей 12Х1М и 15Х1М1Ф всех толщин и не более, чем через одни сутки после сварки стали 15Х5М всех толщин.

## **4. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ РАБОТЫ**

### **4.1. Материалы и оборудование**

- 1) твердомер ТН-500;
- 2) точильно-шлифовальный станок;
- 3) комплект наждачной бумаги с зернистостью Р100, Р180, Р240, Р360, Р600, Р1000 и химические реактивы;
- 4) оптический микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT;
- 5) электропечь.

### **4.2. Последовательность выполнения работы**

- 1) в зависимости от типа металла сварного соединения выбрать вид и режим его термической обработки;

- 2) измерить твердость металла шва и ЗТВ в поперечном направлении, расстояние между следами от индентора 2 мм;
- 3) изготовить образцы (макро- и микрошлифы) для металлографических исследований согласно методическим указаниям «Микроструктурный метод исследования сварных соединений» и выявить тип структуры металла в различных участках сварного соединения;
- 4) выполнить термическую обработку сварного образца;
- 5) после термообработки измерить твердость металла шва и ЗТВ в поперечном направлении, расстояние между следами от индентора 2 мм;
- 6) изготовить (макро- и микрошлифы) термообработанного образца сварного соединения для металлографических исследований согласно методическим указаниям «Микроструктурный метод исследования сварных соединений» и выявить тип структуры металла в различных участках сварного соединения;
- 7) построить графические зависимости распределения твердости металла сварного соединения до – и после термической обработки.
- 9) Результаты исследования свести в таблицу 1.3.

*Таблица 1.3*

Результаты исследования

Место расположения контролируемого участка металла сварного соединения	Тип выявленной структуры металла шва и ЗТВ	Твердость металла до ТО, HRC	Твердость металла после ТО, HRC

## 5. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

Отчет по работе оформляется в соответствии с установленными требованиями и должен содержать:

- 1) цель и задачи работы;
- 2) обоснование выбора режима термической обработки;
- 3) изображения структур металла шва и ЗТВ;
- 6) таблицу результатов исследования;
- 7) графики распределения твердости по свариваемому металлу;
- 8) выводы по работе.

## **6. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Какую структуру имеют низколегированные теплоустойчивые стали для производства сварных конструкций в промышленности?
2. Как изменяется структура металла в ЗТВ в направлении от сварного шва до проведения термообработки?
3. Как изменяется структура металла в ЗТВ после проведения термической обработки?
4. Почему после термической обработки изменяется величина твердости металла в ЗТВ?
5. Изменение каких механических свойств сварных соединений низколегированных теплоустойчивых сталей обеспечивает их термообработка?

## **ПРАКТИЧЕСКОЕ ЗАНЯТИЕ №3**

### **ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ**

#### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Изучить влияние термообработки на структуру и твердость металла сварных соединений высоколегированных хромистых сталей и выработать умения в области практического применения полученных знаний.

#### **2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

2.1. Исследовать структуру сварного соединения заданного преподавателем образца стали. Выявить тип необходимой после сварки термической обработки и определить ее режим.

2.2. Выполнить термообработку образца сварного соединения и, подготовив микрошлиф для металлографических исследований, исследовать его микроструктуру.

2.3. Исследовать распределение твердости металла шва и ЗТВ в поперечном направлении на образцах до и после термообработки.

### 3. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

Высоколегированные хромистые стали содержат от 11 до 28 % Cr. Термическая обработка сварных соединений этих сталей определяется фазовым и структурным состояниями металла ЗТВ и шва после сварки, которые зависят в основном от содержания в стали хрома, углерода и никеля. Некоторое значение может иметь дополнительное легирование стали небольшими количествами молибдена, вольфрама, ванадия, ниобия и других элементов.

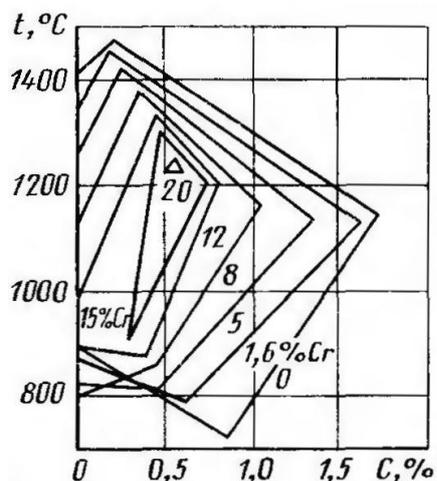


Рис. 3.1. Влияние содержания хрома на сужение  $\gamma$ -области в сплавах железа с углеродом

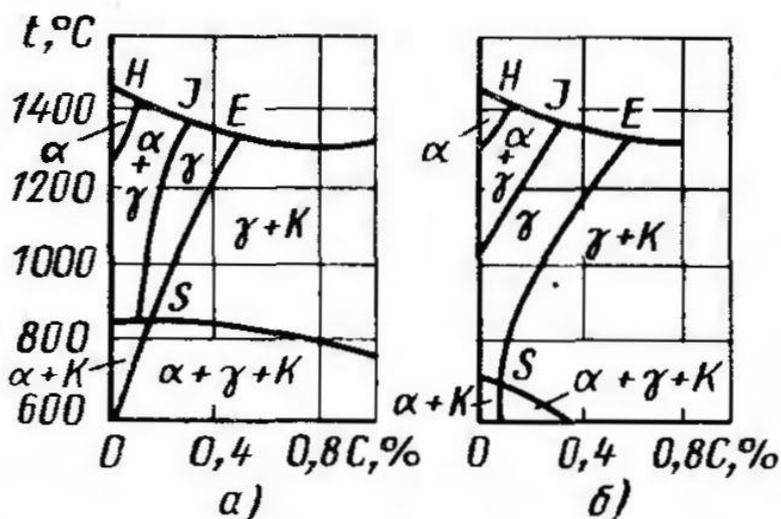


Рис. 3.2. Влияние содержания никеля на фазовое состояние сплавов железа с углеродом, содержащих 18% Cr: а – 2 % Ni; б – 4 % Ni

О процессах, которые могут протекать в высокохромистых сталях при нагреве и охлаждении, и соответственно о фазовом и структурном состоянии металла ЗТВ и шва можно судить по диаграммам состояния сплавов

(рис. 1 и 2). В безникелевых высокохромистых сталях в условиях сварочного нагрева может протекать  $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращение, поэтому структура может быть частично или полностью мартенситной, так как при высоком содержании легирующих элементов в свариваемой стали или в металле шва  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при охлаждении, как правило, происходит в области пониженных температур (ниже  $M_H$ ) с образованием мартенсита (полностью или частично).

Сплавы, которые при нагреве не претерпевают  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, остаются ферритными. Особенность однофазных ферритных сталей – повышенная склонность к росту зерна. Даже наличие небольшого количества карбидов практически не препятствует росту зерна. Рост зерна, как правило, сопровождается ухудшением свойств. Для сталей с полным или частичным  $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращением, у которых в металле шва или ЗТВ может быть значительное количество мартенсита, рациональной операцией термической обработки является отпуск на температуру в пределах стабильного существования  $\alpha$ -фазы. Термическая обработка сварных соединений ферритных сталей без  $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения не может улучшить их свойства. Наоборот, в результате возможного роста зерна даже при высоком отпуске свойства могут ухудшаться.

При термической обработке сварных соединений высокохромистых сталей необходимо считаться и с другими обстоятельствами. Высокое содержание хрома и других легирующих элементов снижает теплопроводность сталей, а это ведет к увеличению градиента температуры по сечению, сопровождающемуся ростом временных напряжений при нагреве и остаточных при охлаждении.

Уменьшение градиента температур по сечению может быть достигнуто снижением скорости нагрева и охлаждения при термической обработке. Однако ферритные и полуферритные хромистые стали при медленном нагреве в интервале 470-500 °С могут охрупчиваться. Поэтому в этом интервале температур нагрев и охлаждение сталей, чувствительных к 475-градусной хрупкости, не должны происходить с низкими скоростями.

При термической обработке сварных соединений высокохромистых сталей необходимо также учитывать назначение и условия работы конструкции. Для теплоустойчивых высокохромистых сталей термическая обработка сварных конструкций должна обеспечить требуемые жаропрочность и пластичность металла при высоких температурах. Для этого сварные соединения жаропрочных высокохромистых сталей чаще всего подвергают отпуску при 720-770 °С.

Если конструкция из высокохромистых сталей работает в коррозионно-активных средах, то для предотвращения склонности к межкристаллитной коррозии проводят стабилизирующий отжиг. Однако стабилизирующий отжиг при 850-900 °С, обычный для аустенитных сталей, может привести к ухудшению механических свойств и стойкости к межкристаллитной коррозии высокохромистых сталей в связи с активным выпадением при этой температуре избыточных фаз. Для высокохромистых сталей, работающих в коррозионно-активных средах, применяют либо отпуск при 710-750 °С, либо гомогенизацию при нагреве в пределах 1000-1100 °С.

Таким образом, термическая обработка сварных соединений высокохромистых сталей определяется многими факторами и, прежде всего, структурами свариваемой стали и металла шва, назначением и условиями работы конструкции (табл. 4.1).

Таблица 4.1

Режимы термической обработки сварных соединений  
высокохромистых сталей

Сталь	Структура	Тип металла шва	Температура подогрева, °С	Термообработка	HV, МПа, не более
20X13 15X11МФ 18X11МНФБ	Мартенсит	10X13 06X14	300	Отпуск при 680–760 °С То же, при 740–770 °С То же	5000/2000
		12X11МНФ			4000/2000
		12X11ВНМФ			4500/2000
12X13 15X12ВНМФ 14X17Н2	Мартенсит+феррит	10X13, 06X14	250–350	Отпуск при 700–750 °С или отжиг при 800 °С Отпуск при 700–750 °С То же	4000/1800
		Аустенит			4500*/2000
		12X17, 12X13			4000/1800
08X13 08X17ТТ 15X25Т	Феррит	12X13	200	–	2000/–
		12X17 Аустенит			2300/– 2500/–
08X22Н6Т 08X21Н6М2Т	Феррит + аустенит	Аустенит »	150	–	2500/– 2500/–

\* Твердость ЗТВ.

*Примечание.* В числителе твердость металла до термической обработки, в знаменателе – после термической обработки.

## 4. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ РАБОТЫ

### 4.1. Материалы и оборудование

- 1) твердомер ТН-500;
- 2) точильно-шлифовальный станок;
- 3) комплект наждачной бумаги с зернистостью P100, P180, P240, P360, P600, P1000 и химические реактивы;
- 4) оптический микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT;
- 5) электропечь.

### 4.2. Последовательность выполнения работы

- 1) в зависимости от типа металла сварного соединения выбрать вид и режим его термической обработки;
- 2) измерить твердость металла шва и ЗТВ в поперечном направлении, расстояние между следами от индентора 2 мм;
- 3) изготовить образцы (макро- и микрошлифы) для металлографических исследований согласно методическим указаниям «Микроструктурный метод исследования сварных соединений» и выявить тип структуры металла в различных участках сварного соединения;
- 4) выполнить термическую обработку сварного образца;
- 5) после термообработки измерить твердость металла шва и ЗТВ в поперечном направлении, расстояние между следами от индентора 2 мм;
- 6) изготовить (макро- и микрошлифы) термообработанного образца сварного соединения для металлографических исследований согласно методическим указаниям «Микроструктурный метод исследования сварных соединений» и выявить тип структуры металла в различных участках сварного соединения;
- 7) построить графические зависимости распределения твердости металла сварного соединения до – и после термической обработки.
- 9) Результаты исследования свести в таблицу 4.2.

Таблица 4.2

Результаты исследования

Место расположения контролируемого участка металла сварного соединения	Тип выявленной структуры металла шва и ЗТВ	Твердость металла до ТО, HRC	Твердость металла после ТО, HRC
--	--	------------------------------	---------------------------------

## 5. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

Отчет по работе оформляется в соответствии с установленными требованиями и должен содержать:

- 1) цель и задачи работы;
- 2) обоснование выбора режима термической обработки;
- 3) изображения структур металла шва и ЗТВ;
- б) таблицу результатов исследования;
- 7) графики распределения твердости по свариваемому металлу;
- 8) выводы по работе.

## 6. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какую структуру имеют высоколегированные хромистые стали для производства сварных конструкций в промышленности?

2. Как изменяется структура металла в ЗТВ в направлении от сварного шва до проведения термообработки?

3. Как изменяется структура металла в ЗТВ после проведения термической обработки?

4. Почему после термической обработки изменяется величина твердости металла в ЗТВ?

5. Изменение каких механических свойств сварных соединений высоколегированных хромистых сталей обеспечивает их термообработка?

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гольдштейн, М. И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. - 2-е изд., перераб. и доп. - М. : «МИСИС», 1999. – 408 с.

2. Ефименко, Л. А. Металловедение и термическая обработка сварных соединений: Учебн. пособие / Л. А. Ефименко, А. К. Прыгаев, О. Ю. Елагина; М.: Логос, 2007. – 456 с.

3. Малинов, Л. С. Марганецсодержащие наплавочные материалы // Автоматическая сварка. – 2001. – № 8. – С. 34-36.

4. Малинов, Л. С. Ресурсосбережение за счет применения экономнолегированных сплавов, обеспечивающих получение многофазных метастабильных структур и управление структурными и фазовыми превращения-

ми // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 93-105.

5. Менделеева, О. Л. Конструкционные TRIP / TWIP-стали // Литье и металлургия. – 2009. – №4 (53). – С. 179-183.

6. Бараз, В. Р. Термомеханическое упрочнение стабильных и метастабильных аустенитных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 12. – С. 24-27.

7. Мальцева, Л. А. Формирование субмикроструктурного состояния в аустенитной метастабильной стали методами интенсивной пластической деформации // Вектор науки ТГУ. – 2013. – № 3. – С. 213-216.

8. Мальцева, Л. А. Исследование формирования структуры метастабильной аустенитной стали 03X14N11K5M2ЮТ при деформационном воздействии // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 10. – С. 14-18.

9. Мальцева, Л. А. Формирование структуры и свойств при термопластической обработке безуглеродистой аустенитной коррозионностойкой стали 03X13N8K5M2Ю<sub>0,8</sub>T // Материаловедение. – 2007. – № 5. – С. 38-41.

10. Гойхенберг, Ю. Н. Комплексное упрочнение метастабильных нержавеющей аустенитных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 9. – С. 22-27.

11. Мальцева, Л. А. Влияние легирования и термопластической обработки на фазовый состав и свойства коррозионностойких сталей с метастабильным аустенитом // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 10. – С. 14-18.

12. Чейлях, Я. А. Структура и свойства наплавленной износостойкой Fe-Cr-Mn стали с регулируемым содержанием метастабильного аустенита // Автоматическая сварка. – 2011. – № 8. – С. 20-24.

13. Кузнецов, В. Д. Износостойкость наплавленного металла типа углеродистых и хромомарганцевых сталей в условиях сухого трения скольжения металла по металлу // Автоматическая сварка. – 2013. – № 6. – С. 44-47.

14. Малинов, В. Л. Структура и износостойкость хромомарганцевого наплавленного металла // Автоматическая сварка. – 2012. – № 7. – С. 13-18.

15. Коробов, М. А. Стойкость наплавленных слоев и напыленных покрытий со структурой метастабильного аустенита против абразивного и адгезионного изнашивания // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2015. – № 2. – С. 224-230.

16. Филиппов, М. А. Структура и износостойкость наплавленных сплавов на основе метастабильного хромисто-углеродистого аустенита // Сварочное производство. – 2014. – № 10. – С. 32-36.

17. Макаров Э. Л. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э. Л. Макаров, Б. Ф. Якушин; под ред. Э. Л. Макарова. – М. : Изд. – во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. – 487 с.

18. Лившиц Л. С. Metalловедение сварки и термическая обработка сварных соединений / Л. С. Лившиц, А. Н. Хакимов. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.

19. Грабин, В. Ф. Metalловедение сварки плавлением / В. Ф. Грабин. – Киев : Наук. думка, 1982. – 416 с.

20. Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – Учебник. Изд. 3-е, испр. и доп.- М.: Metallургия, 1978. – 392 с.

## Приложение 1

Исследованиями, на основе которых сделаны уточнения известной структурной диаграммы Потака-Сагалевица, показано, что для определения структур большего спектра износостойких наплавленных сплавов с достаточной достоверностью можно пользоваться расчетным методом. Построенная на основе многочисленных экспериментальных данных диаграмма (рис. 1) позволяет описать структуру основы сплава в широком диапазоне ее легирования, масс. доля %: С 0,04...1,0; Cr 0,02...19,0; Mn 0,3...11,0; Ni 0,02...14,5; Mo – до 4,6; V – до 0,6; W – до 3,5; Si – до 4,0; Al – до 1,0; Ti – до 0,3; Nb – до 0,6; В – до 0,02.

Структура сплава определяется точкой пресечения координат параметров феррито- (E1) и мартенситообразования – (E2). Область диффузионного и промежуточного превращений аустенита на диаграмме выделена (рис. 2) и границы ее аппроксимируются условиями:

$$E2 = (E1 + 11,2) / 0,083 \text{ при } E1 > -11,2,$$

$$E2 = -1,75 (E1 + 11) \text{ при } E1 < -11,2.$$

Расчет параметров феррито- (E1) и мартенситообразования – (E2) ведется по формулам:

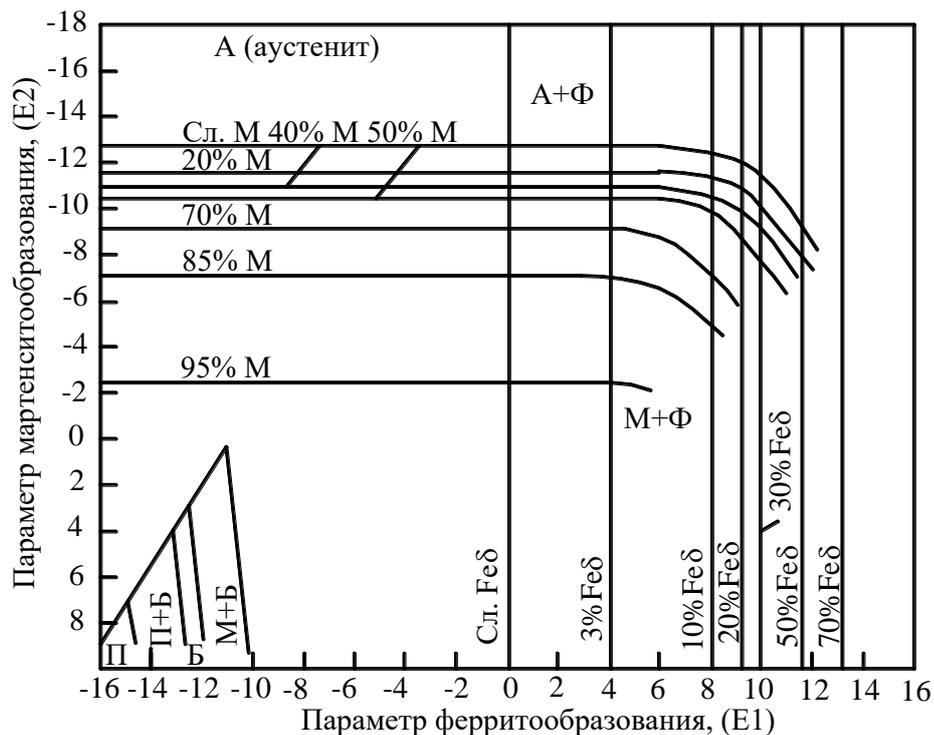
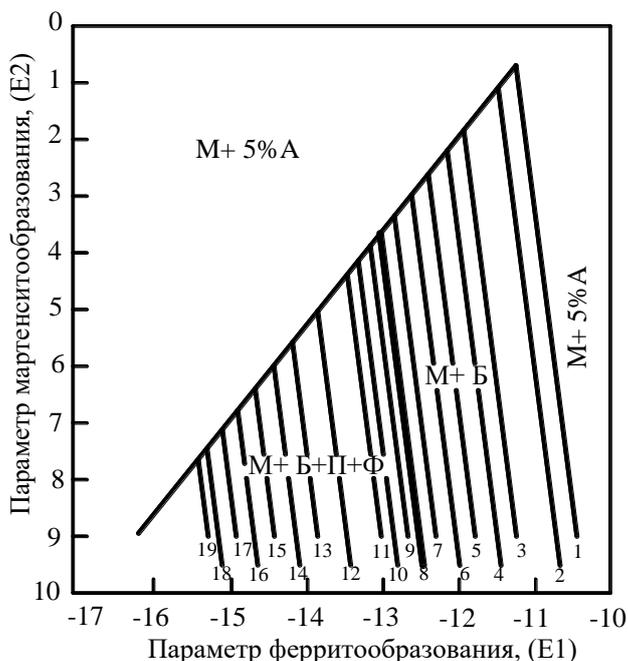


Таблица 1

Содержание мартенсита, бейнита, перлита и феррита в сплавах



№ п/п	Структура, % (об.)*		
	М	Б	П+Ф
1	90	5	
2	85	10	
3	75	85	
4	65	30	
5	55	40	
6	45	50	Следы
7	35	60	Следы
8	25	70	Следы
9	10	80	5
10		90	5
11		85	10
12		75	20
13		65	30
14		55	40
15		45	50
16		35	60
17		25	70
18		15	80
19		5	90

\* + 5% аустенита

Рис. 2. Область диаграммы структур диффузионного и промежуточного превращений.

$E1 = [Cr] - 1,5[Ni] + 2[Si] - 0,75[Mn] - K_{\phi} ([C] + [N]) + [Mo] + 4[Al] + 4[Ti] + 1,5[V] + 0,5[W] + 0,9[Nb] - 0,6[Co] - 0,5[Cu]$ ,  
при  $E1 < 0$

$E1 = K1([C] + [N]) + [Cr] + 0,42[Ni] + [Mn] + 0,86[Mo] + 0,7[V] + 4[Ti] + 0,9[Nb] + 1,25[Si] + [W] + 4[Al] - 20$

$E2 = 20 - (K3[Cr] + K4[Ni] + K5[Mn] + K2([C] + [N]) + 0,6[Mo] + 1,5[V] + 1,9[Ti] + 0,7[Si] + 1,1[W] - 0,1[Al])$ ,

где  $K1 = 18,6[C + N]^{-0,28}$ , при  $[C] < 0,08$  следует принимать  $K1 = 38$ ;  
 $K2 = 19,54[C + N]^{-0,31}$ , при  $[C] < 0,08$  следует принимать  $K2 = 43$ ;  
 $K3 = 0,0018[Cr]^2 - 0,58[Cr] + 5,66$ ,

при  $[Cr] \leq 2,4$  следует принимать  $K3 = 4,3$ ;

$$K4 = -0,0015[\text{Ni}]^3 + 0,052[\text{Ni}]^2 - 0,61[\text{Ni}] + 3,1;$$

$$K5 = 0,0014[\text{Mn}]^3 + 0,047[\text{Mn}]^2 - 0,58[\text{Mn}] + 3,21,$$

при  $[\text{Mn}] \leq 5$  следует принимать  $K5 = 2,2$ .

В формулах символами химических элементов обозначено их содержание в твердом растворе.

Количество структурных составляющих в наплавленном металле в объемных процентах может быть определено в зависимости от параметров E1 и E2:

$\delta$ -феррит, % (объемн.):

$$\delta = 0,93 (E1)^2 - 8,58 (E1) + 21,98,$$

мартенсит, % (объемн.):

при  $E2 < -11,3$

$$M1 = 4,33 (E2)^3 + 168,18 (E2)^2 + 2182 (E2) + 9457,$$

при  $E2 > -11,3$

$$M2 = 0,19 (E2)^3 + 2,84 (E2)^2 + 15,56 (E2) + 121,$$

бейнит, % (объемн.):

$$B1 = 9,46 b^2 - 198,59 b + 1042,$$

перлит, % (объемн.):

$$P = 8,84 b^2 - 226,7 b + 1457,$$

где  $b = E1 - 0,083 E2$

Определение количества структурных составляющих по приведенным выше уравнениям производится с учетом условий таблицы 2. Ошибка расчета не превышает 15 %.

Таблица 2

Определение типа и количества структурных составляющих

Основные условия	Дополнительные условия	Структура матрицы	Количества структурных составляющих, % (объемн.)
$E2 < -13, E1 < 0$	–	$\gamma$	$A = 100$
$E2 < -13, E1 > 0$	–	$\delta + \gamma$	$\delta; A = 100 - \delta$
$-13 < E2 < -11,3$	$E1 \leq 0$	$\alpha + \gamma$	$M = M1; A = 100 - M$
	$E1 \geq 0$	$\delta + \alpha + \gamma$	$\delta; M = (100 - \delta)M1/100$ $A = 100 - \delta - M$
$-11,3 < E2 < -2,8$	$E1 \leq 0$	$\alpha + \gamma$	$M = M2; A = 100 - M$

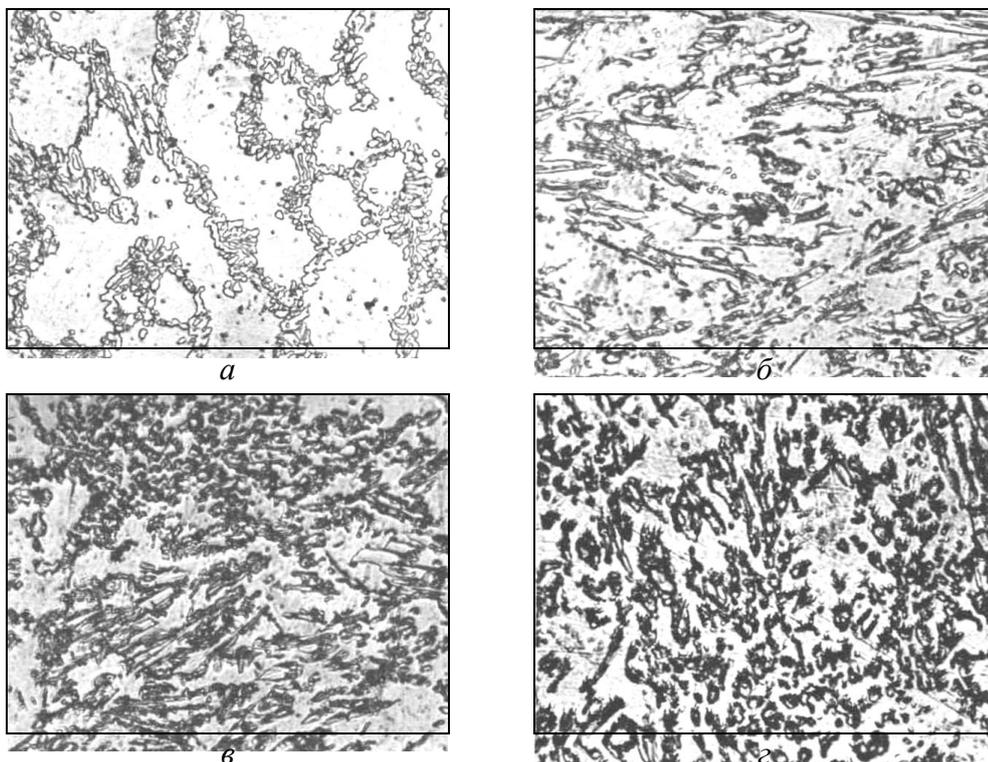
	$E1 \geq 0$	$\delta + \alpha + \gamma$	$\delta; M = (100 - \delta)M2/100$ $A = 100 - \delta - M$
$E1 < -11,2$ $E2 \geq 0,35$	$E2 < -13, E1 > 0$	$\alpha + \gamma$	$A = 5; M = 95$
$E1 > -11,2$ $E2 \geq 0,35$	$E2 \leq (E1 + 11,2) / 0,083$	$\alpha + \gamma$	$A = 5; M = 95$
$E1 < 0$ $E2 \geq 0,35$	$-0,083 (E2) + E1 > -13,5$	$\alpha + \gamma + Б$	$Б = Б1; A = 5; M = 95 - Б$
	$-0,083 (E2) + E1 < -13,5$	$Б + П$	$П = П1; Б = 95 - П$

*Примечание: А – аустенит; М – мартенсит; Б – бейнит; П – перлит;  $\delta$  –  $\delta$ -феррит.*

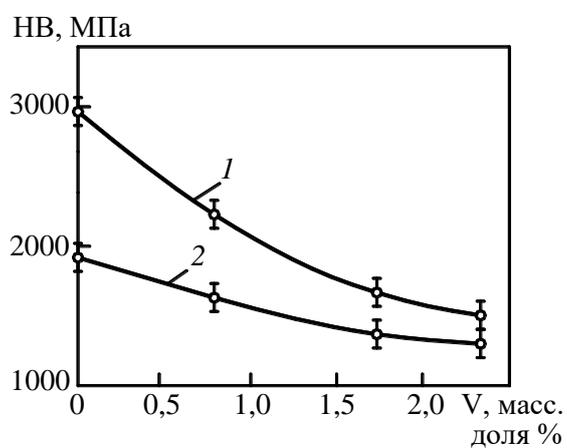
Сочетание методов определения и расчета первичных карбидных и боридных фаз эвтектического происхождения, а также химического состава и структуры матрицы может рассматриваться как математическая модель формирования фазового состава и структуры высоколегированного наплавленного металла.

## Приложение 2

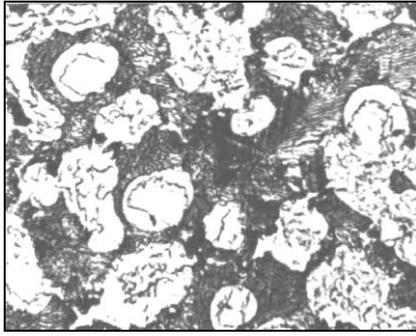
Влияние легирующих элементов на структуру наплавленного металла



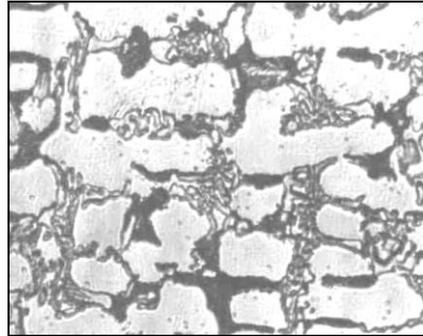
Влияние ванадия на структуру металла ( $\times 400$ ) масс. доля %: С 2,2; Cr 26,5; Мо 6,5; Fe – остальное: а – исходное состояние, без ванадия; б, в, г – содержание ванадия масс. доля %: 0,78; 1,42 и 2,2 соответственно.



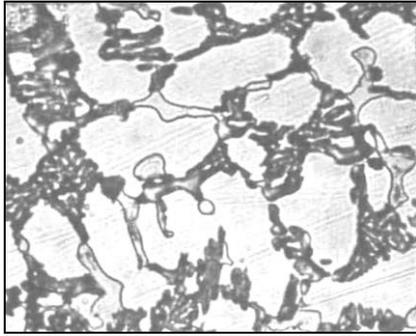
Зависимость высокотемпературной твердости НВ наплавленного металла системы Fe-Cr-Mo-C от содержания ванадия V и температуры испытаний: 1 – 700 °С; 2 – 800 °С.



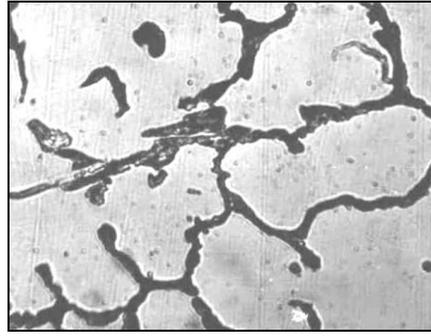
*a*



*б*

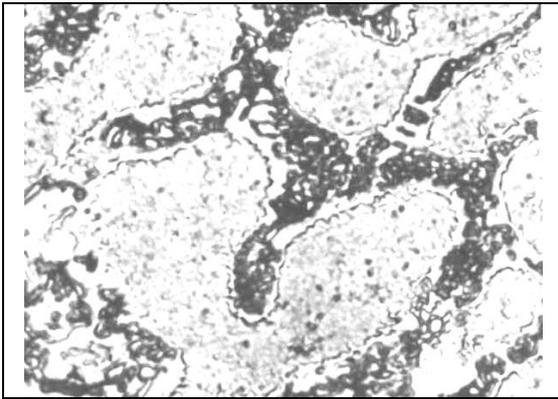


*в*



*г*

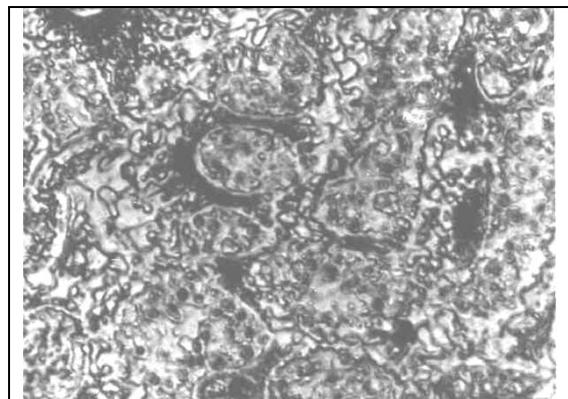
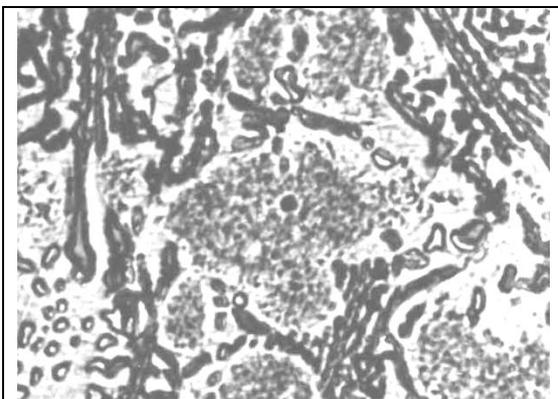
Влияние никеля на структуру наплавленного металла, ( $\times 400$ ), масс. доля %: С 2,1; Cr 25; Мо 7,5; Fe – остальное: а – исходное состояние, без никеля; б, в, г – содержание никеля масс. доля %: 0,9; 2,1 и 3,2 соответственно.



*a*



*б*



Микроструктура наплавленного металла ( $\times 600$ ): а – без ниобия; б, в, г – с содержанием ниобия (масс. доли %) соответственно 1,1; 1,82; 2,35.

Учебное издание

Геннадий Николаевич Соколов  
Илья Васильевич Зорин  
Александр Алексеевич Артемьев  
Юрий Николаевич Дубцов

**МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ СВАРКИ**

*Учебно-методическое пособие*

Редактор *Н. Н. Кваша*

Темплан 2016 г. Поз. № 211  
Подписано в печать – 2016 Формат 60×84 1/16. Бумага газетная.  
Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,0 Уч.-изд. л.  
Тираж 100 экз. Заказ

Волгоградский государственный технический университет  
400005, Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 1 .

Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ .  
400005, Волгоград, просп. В.И. Ленина, 28, корп. 7.