

МЕЖГОСУДАРСТВЕННОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«БЕЛОРУССКО-РОССИЙСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Кафедра «Оборудование и технология сварочного производства»

СВАРКА И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ В МАШИНОСТРОЕНИИ

*Методические рекомендации к лабораторным работам
для студентов направления подготовки
15.03.01 «Машиностроение» очной формы обучения*

Часть 2



Могилев 2022

УДК 621.9.07
ББК 30.606
Т79

Рекомендовано к изданию
учебно-методическим отделом
Белорусско-Российского университета

Одобрено кафедрой «Оборудование и технология сварочного производства» «15» декабря 2021 г., протокол № 6

Составитель канд. техн. наук А. Г. Лупачев

Рецензент канд. техн. наук, доц. Е. В. Ильюшина

Методические рекомендации к лабораторным работам по дисциплине «Сварка и термическая обработка специальных сталей и сплавов в машиностроении» предназначены для студентов направления подготовки 15.03.01 «Машиностроение» очной формы обучения.

Учебно-методическое издание

СВАРКА И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Ответственный за выпуск	А. О. Коротеев
Корректор	А. А. Подошевка
Компьютерная верстка	Н. П. Полевничая

Подписано в печать . Формат 60×84/16. Бумага офсетная. Гарнитура Таймс.
Печать трафаретная. Усл. печ. л. . Уч.-изд. л. . Тираж 26 экз. Заказ №

Издатель и полиграфическое исполнение:
Межгосударственное образовательное учреждение высшего образования
«Белорусско-Российский университет».

Свидетельство о государственной регистрации издателя,
изготовителя, распространителя печатных изданий
№ 1/156 от 07.03.2019.

Пр-т Мира, 43, 212022, г. Могилев.

© Белорусско-Российский
университет, 2022

Содержание

9 Лабораторная работа № 9. Исследование структуры сварных соединений дуплексных сталей	4
10 Лабораторная работа № 10. Исследование структуры сварных соединений разнородных сталей	8
11 Лабораторная работа № 11. Количественный фазовый и структурный анализ сталей.....	11
12 Лабораторная работа № 12. Металлографический метод оценки загрязненности металла неметаллическими включениями	15
13 Лабораторная работа № 13. Прогнозирование механических свойств сварных соединений по их структурно-фазовому составу	18
14 Лабораторная работа № 14. Определение оптимальных режимов сварки по механическим свойствам и структурно-фазовому составу зоны термического влияния	23
15 Лабораторная работа № 15. Определение оптимальных режимов термической обработки сварных соединений	28
16 Правила техники безопасности при проведении лабораторных работ.....	33
17 Действия на случай возникновения загорания, пожара.....	34
18 Действия на случай других аварийных ситуаций.....	35
Список литературы.....	35

Часть 2

9 Лабораторная работа № 9. Исследование структуры сварных соединений дуплексных сталей

Цель работы: выявить особенности структуры наплавленного металла и ЗТВ при сварке дуплексных сталей и изучить закономерности ее образования.

9.1 Общие теоретические сведения

Дуплексные нержавеющие стали получили свое название в соответствии с микроструктурой при комнатной температуре, которая содержит феррит и аустенит примерно в равных долях и используются там, где требуется их высокая коррозионная стойкость, прочность или оба свойства одновременно.

Поскольку в дуплексных сталях образуется ряд охрупчивающих выделений при относительно низких температурах, их не рекомендуют для работы при температуре свыше 280 °С.

Дуплексные нержавеющие стали значительно прочнее, чем аустенитные. Однако они претерпевают переход из пластического состояния в хрупкое при низких температурах, поэтому не предназначены для использования в условиях криогенных температур. Рабочий интервал температур при использовании дуплексных нержавеющих сталей ограничен и составляет от минус 40 °С до плюс 280 °С.

Сварочные материалы выбирают таким образом, чтобы предусмотреть подходящий баланс фаз в наплавленном металле и обеспечить ему, по крайней мере, равную основному металлу коррозионную стойкость. Содержание никеля часто увеличивают в присадочном металле, подходящем для данного основного, чтобы обеспечить формирование аустенита при быстром охлаждении в условиях сварки.

Высоколегированные аустенитные присадочные материалы, например 309L, могут быть использованы при выполнении разнородных сварных соединений из разнородных материалов с участием аустенитных нержавеющих сталей.

Дуплексные нержавеющие стали основаны на системе Fe-Cr-Ni-N. Химический состав этих сталей был подобран таким образом, чтобы микроструктура основного металла номинально состояла из 50 % феррита и 50 % аустенита в соответствии с термином «дуплексные». Однако все дуплексные стали кристаллизуются практически как 100-процентный феррит, а указанный ранее баланс микроструктуры зависит от частичного превращения в твердой фазе. Азот обычно добавляют как легирующий элемент для ускорения образования аустенита и его стабилизации, а также повышения стойкости к питтинговой коррозии. Молибден, вольфрам и/или медь добавляют в некоторые стали для повышения коррозионной стойкости.

Все дуплексные нержавеющие стали кристаллизуются как феррит и

являются полностью ферритными к концу процесса кристаллизации. В зависимости от химического состава ферритная фаза устойчива в некотором интервале повышенной температуры. Перед тем как эта температура снизится ниже температуры сольвуса феррит–аустенит, начнется превращение в аустенит. Природа феррито-аустенитного превращения зависит как от химического состава металла, так и от скорости его охлаждения. Именно это превращение обуславливает окончательный баланс феррит–аустенит и распределение аустенита в металле шва.

На начальной стадии превращения в аустенит ниже температуры сольвуса феррита аустенит первоначально формируется по границам ферритных зерен. Это происходит по механизму образования и роста зародышей и обычно завершается полным покрытием границ ферритных зерен аустенитом.

Для повышения прочности и стойкости к питтинговой коррозии стали легируют азотом в количестве от 0,08 % до 0,35 %.

Если содержание феррита велико, как, например, в металле шва и ЗТВ при быстром охлаждении, то происходит интенсивное выделение нитридов при охлаждении, т. к. предел растворимости азота в феррите превышен и азот не имеет достаточного времени перейти в аустенит. В большинстве случаев эти нитриды обогащены хромом, это преимущественно Cr, N. Последствия такого интенсивного выделения нитридов аналогичны ферритным сталям – наиболее заметны потеря пластичности, ударной вязкости и коррозионной стойкости.

В температурном диапазоне свыше 1040 °С до температуры сольвуса феррита азот более растворим в аустените, чем в феррите. Распределение азота между ферритом и аустенитом таково: в феррите азота менее 0,05 %, а в аустените – до 0,30 %. При температуре ниже сольвуса феррита азот в стали диффундирует из феррита в аустенит. Если охлаждение слишком быстрое, чтобы азот перешел в аустенит, то часть азота будет захвачена ферритом и впоследствии выпадет в виде нитридов хрома.

В условиях охлаждения с большой скоростью, которая имеет место в металлах швов и ЗТВ дуплексных нержавеющей сталей, доля феррита в фазовом балансе феррит–аустенит имеет тенденцию быть выше равновесной для данного химического состава (благодаря высокой эффективной температуре закалки). В результате повторный нагрев сварных элементов позволяет протекать дополнительной диффузии (снижение эффективной температуры закалки), что может привести к дальнейшему росту существующего или зарождению нового аустенита, который и называется вторичным аустенитом. Вторичный аустенит формируется преимущественно в металле шва и ЗТВ при многопроходной сварке и может существенно изменить феррито-аустенитный фазовый баланс микроструктуры металла.

Выделение вторичного аустенита может заметно повысить ударную вязкость наплавленного металла. При многопроходной сварке тепловложение и термические циклы могут управляться с целью способствования широкому образованию вторичного аустенита за счет повторного нагрева ранее наплавленного металла.

Термический цикл зоны термического влияния в области, прилегающей к

границе сплавления, можно разделить на три временных интервала относительно температурных циклов. Во временной области I основной металл нагревается до температуры, приближающейся к сольвусу феррита. При такой температуре аустенит начинает превращаться в феррит посредством механизма роста, контролируемого диффузией, до полного перехода структуры в феррит.

Во временной области II выше сольвуса феррита происходит рост зерна феррита, поскольку отсутствует вторая фаза (аустенит) или выделения, тормозящие рост. Это явление аналогично быстрому росту зерна, наблюдаемому в ферритных нержавеющих сталях. Чем ниже точка сольвуса феррита, тем активнее рост зерна.

При охлаждении ниже сольвуса феррита (временная область III) будут образовываться и расти зародыши аустенита и восстанавливаться выделения. Превращение феррит-аустенит для данной стали контролируется скоростью охлаждения, при более высоких скоростях охлаждения превращение замедляется, и в результате в ЗТВ содержание феррита более высокое. Скорость охлаждения в интервале температур между 1200 °C и 800 °C часто используют для количественной оценки влияния ее на содержание феррита. Количество выделений также является функцией скорости охлаждения. При более высоких скоростях охлаждения, которые способствуют сохранению феррита, выделение карбидов и нитридов в ферритной фазе значительно более ярко выражено.

Температурный интервал превращения феррита в аустенит составляет примерно от 1250 °C до 1350 °C для дуплексных нержавеющих сталей и зависит от химического состава стали. Таким образом, ширина полностью ферритной области в ЗТВ может существенно колебаться. Стали с низким содержанием азота, склонны иметь относительно низкие температуры превращения феррита в аустенит. В то же время сталь марки 2205 с высоким содержанием азота и супердуплексные стали имеют температуры на уровне 1350 °C или выше.

Содержание феррита в металле шва регулируется сочетанием химического состава металла и тепловыми условиями сварки. Для предотвращения влияния высокой скорости охлаждения на получение содержания феррита выше оптимального количества многие присадочные материалы имеют более высокое содержание никеля по сравнению с основным металлом. Более высокое содержание азота в присадочном и основном металлах также полезно, тогда как для присадочных материалов предельное содержание азота должно составлять от 0,30 % до 0,35 % для предотвращения склонности к образованию пор. Более высокое содержание никеля и/или азота позволяет аустениту формироваться при более высокой температуре вследствие более высокой температуры сольвуса феррита. Это также обеспечивает ускоренное формирование аустенита при охлаждении. В ограниченной степени можно использовать предварительный подогрев, регулируя нагрев между проходами с целью снижения скорости охлаждения при сварке и обеспечения более полного превращения феррита в аустенит. Также можно использовать послесварочную термообработку, но необходимо предусмотреть меры по обеспечению отсутствия охрупчивания.

Если основной металл выбран, регулировать балансом феррит–аустенит в ЗТВ следует только управляя термическим циклом сварки. Высокая скорость охлаждения металла, как следствие низкого тепловложения при сварке толстостенных конструкций, может привести к формированию микроструктуры с высоким содержанием феррита в объемах ЗТВ, примыкающих к границе сплавления. Управление предварительным подогревом, температурой между проходами и тепловложением при сварке может быть использовано для регулирования микроструктурой ЗТВ данной стали.

При экстремальных скоростях охлаждения выше сольвуса феррита можно сильно влиять на соотношение содержания феррита и аустенита. В закаленной микроструктуре наблюдается лишь незначительное количество аустенита вдоль границ ферритных зерен. Аустенит отсутствует внутри крупных ферритных зерен, которые существуют при температурах выше сольвуса феррита. Кроме того, в ферритных зернах происходят сильные реакции выпадения мелкодисперсных выделений. Эти выделения представляют собой нитрид хрома Cr_2N , образующийся в результате быстрого пересыщения феррита азотом при закалке. Такая ситуация может иметь место при изготовлении изделий из дуплексных нержавеющей сталей в условиях контактной, лазерной, электронно-лучевой сварки и приварки шпилек. Механические свойства (пластические свойства и ударная вязкость) существенно снижены за счет большой доли феррита, а коррозионная стойкость понижена за счет образования нитридов хрома. Необходимо соблюдать меры предосторожности при использовании процессов с высокой плотностью мощности для сварки дуплексных нержавеющей сталей.

9.2 Оборудование, приборы и материалы

9.2.1 Установка для полирования шлифов.

9.2.2 Металлографический микроскоп.

9.2.3 Набор шлифов сварных соединений из цветных металлов.

9.2.4 Материалы, необходимые для полировки.

9.2.5 Набор реактивов для травления шлифов из аустенитных сталей.

9.3 Порядок проведения работы

9.3.1 Осмотреть шлифы и определить их качество. В случае необходимости переполитировать и протравить шлифы вновь.

9.3.2 Визуально исследовать микрошлифы с целью выявления расположения металла шва, его микроструктуры.

9.3.3 С помощью микроскопа ознакомиться со структурой наплавленного металла на ЗТВ, основного металла.

9.3.4 Зарисовать структуру исследованных участков сварного соединения и площади круга диаметром 40 мм.

9.4 Содержание отчета

9.4.1 Название и цель работы.

9.4.2 Рабочее задание.

9.4.3 Схема формирования структуры ЗТВ.

9.4.4 Рисунки шлифов и рисунки исследованных участков ЗТВ с описанием структур.

9.4.5 Выводы по работе.

Контрольные вопросы

1 Как определяется структура наплавленного металла при сварке дуплексных сталей?

2 В чем заключается изменение структуры и свойств дуплексных сталей в ЗТВ при сварке.

10 Лабораторная работа № 10. Исследование структуры сварных соединений разнородных сталей

Цель работы: выявить особенности структуры наплавленного металла и ЗТВ при сварке разнородных сталей и изучить закономерности ее образования/

10.1 Общие теоретические сведения

Сварка разнородных металлов часто используется для соединения нержавеющей сталей с другими материалами. Такой подход применяется в случае, если имеется потребность в переходе на другие механические или эксплуатационные свойства. Например, трубопроводы из нержавеющей аустенитных сталей часто используют для транспортировки высоконагретого пара на электростанциях. Однако ниже определенных величин температур и давления могут успешно использоваться углеродистые и низколегированные стали, и переход от нержавеющей сталей к сталям других классов часто осуществляют исходя из экономических соображений.

Одна нержавеющая сталь может быть соединена с другой, при этом возможна разная степень разнородности металлов. Например, могут свариваться стали с различным содержанием легирующих элементов, но подобной микроструктурой, либо с различным химическим составом и микроструктурой. Поскольку нержавеющие стали могут иметь мартенситную, ферритную, аустенитную и дуплексную микроструктуры, то имеется возможность многочисленных сочетаний микроструктуры.

При выполнении разнородных сварных соединений из нержавеющей сталей с углеродистыми или низколегированными сталями имеется ряд инженерных и металлургических подходов. Управление микроструктурой металла

шва в первых или корневых проходах весьма важно, т. к. микроструктура металла шва может изменяться от полностью мартенситной структуры до полностью аустенитной либо представлять собой смесь аустенита, феррита и мартенсита. Кроме того, переходная область изменяющегося химического состава будет существовать между металлом шва и основным. Эта узкая область может иметь резко отличающиеся микроструктуру и свойства от таковых у прилегающих объемов металла.

Контроль структуры металла по центру металла шва первого или корневого проходов очень важен в связи с различной степенью долей участия основного и присадочного металлов. Во многих случаях при сварке соединений из разнородных металлов весьма желаемая цель при выборе сварочных материалов – получение стабильного аустенита с небольшими количествами феррита в металле шва первого прохода. Если такая микроструктура получена, то очень маловероятно образование кристаллизационных трещин и металл шва будет достаточно пластичен.

Прогнозирование микроструктуры в переходной области может быть затруднительным, поскольку структура может резко изменяться на малом расстоянии (около 1 мм). В пределах этой зоны микроструктура может существенно отличаться как от основной части металла шва, так и от ЗТВ. В указанной зоне отмечаются высокие градиенты концентрации элементов и диффузионные эффекты. Например, если основной металл имеет более высокое содержание углерода по сравнению с металлом сварного шва (что обычно имеет место), углерод будет диффундировать (или «мигрировать») из ЗТВ в зону расплавления в процессе сварки или послесварочной термической обработки. Это может привести к образованию узкой мартенситной зоны на границе сплавления, имеющей высокую твердость. Если металл шва имеет высокое содержание хрома, а основной металл низкое или хром вообще отсутствует, то имеется сильная тенденция к миграции углерода из ЗТВ в металл шва в процессе послесварочной термической обработки.

При конкретных сочетаниях свариваемых разнородных металлов вдоль границы сплавления может присутствовать мартенсит вследствие различия в химическом составе углеродистых или низколегированных сталей, с одной стороны, и нержавеющей сталей или сплавов на никелевой основе, с другой стороны. Как отмечалось ранее, диаграммы Шеффлера или WRC-1992 могут использоваться для прогнозирования наличия мартенсита.

Наиболее часто кристаллизационное растрескивание возникает при использовании номинально аустенитных присадочных металлов, таких как марки 308L и 309L. Если корневой проход шва или другие проходы сильно разбавляются углеродистыми сталями, то они будут кристаллизоваться как первичный аустенит, поскольку ферритный потенциал недостаточен в присадочном материале и/или имело место излишне высокое разбавление.

10.2 Оборудование, приборы и материалы

- 10.2.1 Установка для полирования шлифов.
- 10.2.2 Металлографический микроскоп.
- 10.2.3 Набор шлифов сварных соединений из цветных металлов.
- 10.2.4 Материалы, необходимые для полировки.
- 10.2.5 Набор реактивов для травления шлифов из аустенитных сталей.

10.3 Порядок проведения работы

- 10.3.1 Осмотреть шлифы и определить их качество. В случае необходимости переполировать и протравить шлифы вновь.
- 10.3.2 Визуально исследовать микрошлифы с целью выявления расположения металла шва, его микроструктуры.
- 10.3.3 С помощью микроскопа ознакомиться со структурой наплавленного металла на ЗТВ, основного металла.
- 10.3.4 Зарисовать структуру исследованных участков сварного соединения и площади круга диаметром 40 мм.

10.4 Содержание отчета

- 10.4.1 Название и цель работы.
- 10.4.2 Рабочее задание.
- 10.4.3 Схема формирования структуры ЗТВ.
- 10.4.4 Рисунки шлифов и рисунки исследованных участков ЗТВ с описанием структур.
- 10.4.5 Выводы по работе.

Контрольные вопросы

- 1 Как определяется структура наплавленного металла при сварке разнородных сталей?
- 2 В чем заключается изменение структуры и свойств разнородных сталей в ЗТВ при сварке.

11 Лабораторная работа № 11. Количественный фазовый и структурный анализ сталей

Цель работы: изучение и количественная оценка фазового состава и структуры углеродистых, легированных сталей.

11.1 Общие теоретические сведения

В задачу количественного микроанализа входит определение основных структурных и фазовых составляющих сталей, их количества и морфологии. При выполнении количественного микроанализа, выполняемого как непосредственно с помощью металлографического микроскопа, так и по фотографиям микроструктуры, используются увеличения от $\times 100$ до $\times 1000$.

Для экспресс-оценки используют эталонные шкалы, приведенные в соответствующих ГОСТах. Стандартные шкалы позволяют сравнительным методом оценить структурный и фазовый составы образцов в баллах и сертифицировать металл по объемному содержанию составляющих, их размерам, характеру распределения и другим параметрам. Перечень основных шкал приведен в ГОСТ 8233 *Сталь. Эталоны микроструктуры*.

Количественную оценку фазового состава сталей в сварных соединениях предпочтительнее выполнять такими методами количественного фазового анализа, как точечный метод Глаголева и линейный метод Розиваля. Возможно также применение компьютерных методов оценки фазового состава.

Точечный метод А. А. Глаголева применяется для анализа высокодисперсных структур (троостита, сорбита, карбидной неоднородности и др.). В основу метода положен принцип, вытекающий из теории вероятности. Если на какой-либо плоскости имеется определенное количество равномерно и беспорядочно расположенных точек, то число точек, находящихся на отдельных участках, будет пропорционально площади этих участков.

Определение фазового состава по этому методу проводят следующим образом.

1 На видимое под микроскопом поле шлифа накладывается сетка окуляр-микрометра.

2 Подсчитывают число точек на перекрестках видимой сетки, попавших на одну фазу. При этом точки, попавшие в зерна этой фазы P_ϕ считаются единицами, а числа точек, касающихся зерен этой фазы $P_{кас}$, т. е. принадлежащие обеим фазам, делятся пополам. Таким образом, общее число точек P_1 , попавших на данную фазу, составит:

$$P_1 = P_\phi + 1/2 P_{кас} \quad P_1 = P_\phi + 1/2 P_{кас}.$$

Число точек, попавших на другую фазу, подсчитывают по формуле

$$P_2 = N_1 - P_1.$$

Число точек следует подсчитывать в нескольких полях зрения, при этом суммарное число точек в этих полях должно быть не менее 200:

$$N_{\text{общ}} = N_1 \geq 200 \quad V_{\text{ф}} = (P_{\text{общ}} / N_{\text{общ}}) \cdot 100 \% .$$

3 Суммируя P_1 по всем полям зрения, получим $P_{\text{общ}}$. Относительный объем $V_{\text{ф}}$, занимаемый данной фазой, рассчитывается по формуле

$$V_{\text{ф}} = (P_{\text{общ}} / N_{\text{общ}}) \cdot 100 \% .$$

4 Результаты измерений записываются по установленной форме в таблице 11.1.

Таблица 11.1 – Запись результатов измерения объемного количества фаз точечным методом

Поле зрения	Ni	$P_{\text{ф}}$	$P_{\text{кас}}$	P_1	$P_{\text{общ}}$	$V_{\text{ф}}$
1						
2						
3						
...						

Пример обсчета одного поля зрения представлен на рисунке 11.1 (шкала 7 ГОСТ 8233).

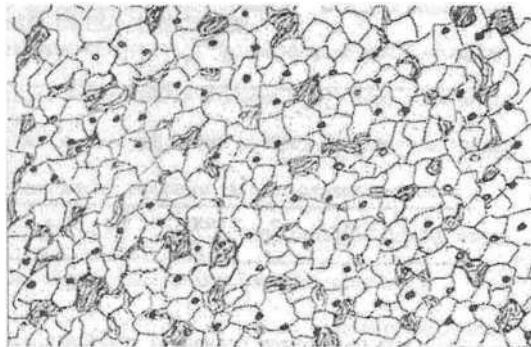


Рисунок 11.1 – Определение фазового состава стали методом Глаголева

На поверхности микрофотографии (рисунок 11.1) наносится 40 точек. Из них 17 попадают на феррит, а 14 принадлежат одновременно двум фазам. Таким образом, общее число точек, принадлежащих ферриту, составит: $P = 17 - 14/2 = 24$.

Остальные точки заняты перлитом: $40 - 24 = 16$.

Полученные данные занесем в первую строку таблицы. Аналогично обсчитываются и другие поля зрения и данные заносятся в таблицу 11.1. Затем подсчитывается $N_{\text{общ}} = 240$; $P_{\text{общ}}^{\text{ф}} = 136$ и содержание феррита в структуре:

$$V_{\phi} = (136/240) \cdot 100 \% = 57 \%$$

Таблица 11.1 – Пример обсчета количества фаз углеродистой отожженной стали по методу Глаголева

Поле зрения	Ni	P_{ϕ}	$P_{\phi+n}$	Сумма P_{ϕ}	$P_{\phi}^{\text{общ}}$	V_{ϕ}
1	40	17	14	24	–	–
2	40	16	10	21	–	–
3	40	20	8	24	–	–
4	40	14	12	20	–	–
5	40	17	15	22	–	–
6	40	19	11	25	–	–
Итого	240				136	57 %

Линейный метод Розиваля основан на принципе Кавальери: объемы (или площади) двух тел (фигур) равны, если равны между собой площади (длины) соответствующих сечений, проведенных параллельно некоторой данной плоскости (прямой). Иными словами, по отношению площадей фаз, входящих в структуру сплава, можно определить их объемное соотношение.

На практике этот метод используют следующим образом:

- 1) изображение микроструктуры пересекают прямыми линиями, проходящими через все фазы структуры исследуемого образца (рисунок 11.2);
- 2) измеряют и суммируют длины отрезков, проходящих через каждую фазу;
- 3) полученную сумму длин делят на общую длину секущей линии.

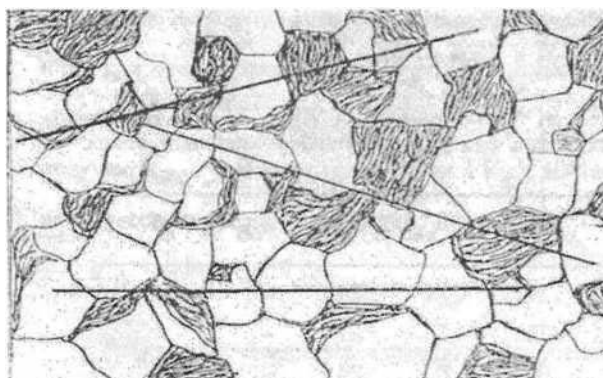


Рисунок 11.2 – Определение фазового состава стали линейным методом Розиваля

Величину отрезков можно измерить по микрофотографии, используя масштабную линейку, а также на матовом стекле микроскопа или непосредственно в поле зрения с помощью окуляр-микрометра (окуляра с нанесенными делениями). При этом необходимо, чтобы общее число измерений линейным методом длин отрезков, отсекаемых каждой фазой, было не менее 20–25. В этом случае ошибка измерения не превысит 2 %...5 %.

Результаты измерений (см. рисунок 11.2) заносят в таблицу 11.3 и подсчи-

тывают среднее арифметическое значение объема каждой фазы.

Таблица 11.3 – Пример обсчета количества фаз углеродистой отожженной стали по методу Розиваля

Фаза	Результат измерений										Среднее арифметическое
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Феррит	78	78	79	77	77	76	76	77	78	79	77,5

Таким образом, из результатов измерений следует, что объем, занимаемый ферритом, составляет 77,5 %, а перлитом – $100 - 77,5 = 22,5$ %.

11.2 Оборудование, приборы и материалы

11.2.1 Набор шлифов с разным содержанием ферритной фазы.

11.2.2 Шлифовально-полировальный станок.

11.2.3 Реактивы для травления.

11.2.4 Оптический микроскоп

11.3 Порядок проведения работы

11.3.1 Изучить теоретическую часть работы.

11.3.2 С помощью микроскопа просмотреть при увеличениях $\times 100$, $\times 200$, $\times 500$ металлографические шлифы сталей разного химического состава, подвергнутых отжигу.

11.3.3 Определить путем сравнения со шкалами ГОСТа структуру и фазовый состав сталей.

11.3.4 На микрофотографиях определить количественное и объемное соотношение фаз линейным или точечным методами.

11.3.5 Результаты измерений оформить в виде таблиц.

11.4 Содержание отчета

11.4.1 Цель работы.

11.4.2 Теоретические аспекты исследуемых вопросов.

11.4.3 Результаты определения фаз.

11.4.4 Выводы по работе.

Контрольные вопросы

1 В чем заключается методика Глаголева?

2 В чем заключается методика Розиваля?

3 Какое количество углерода в феррите?

4 Какое количество углерода в перлите?

12 Лабораторная работа № 12. Металлографический метод оценки загрязненности металла неметаллическими включениями

Цель работы: изучение и количественная оценка неметаллических включений в стали и их влияние на уровень механических свойств.

12.1 Общие теоретические сведения

Количественную оценку загрязненности металла неметаллическими включениями (сульфидами, силикатами, окислами, нитридами, фосфидами и др.) производят металлографическим методом путем сравнения с эталонами стандартной шкалы по ГОСТ 1778.

Образцы для анализа выбирают с таким расчетом, чтобы по ним можно было составить достаточно полное представление о распределении неметаллических включений во всем объеме металла.

Количество образцов для исследований должно быть не менее шести и кратное трем. Образцы для изготовления шлифов вырезают холодным механическим способом с припуском на шлифовку не менее 0,5 мм. Общая площадь шлифа должна находиться в пределах (400 ± 50) мм². Образцы вырезают из конструкции по всей ее толщине, разрезают на несколько частей и подготавливают микрошлиф.

Нетравленный шлиф просматривается весь при увеличении $\times 100$. Определяется наиболее загрязненное место и визуально сравнивается со стандартной шкалой.

Шкала неметаллических включений пятибалльная. С увеличением номера балла возрастает загрязненность стали неметаллическими включениями. Включения оценивают не только целыми баллами, но и промежуточными, например: 1,5; 2,5 и т. д. Для распознавания неметаллических включений под микроскопом в отраженном свете, кроме вертикального освещения, используют также другие способы освещения. Это позволяет получить целый ряд дополнительных данных о неметаллических включениях. Слегка *косое освещение* помогает обнаружить более мелкие частицы и полнее выявить рельеф неметаллических включений, который не улавливается при вертикальном освещении.

Освещение узким пучком света применяется для анализа крупных включений сложного состава и позволяет различить внутреннее строение.

Коническое освещение с помощью параболического зеркала, или так называемый метод *темного поля*, способствует выявлению мелких включений, не различимых при обычном наблюдении в светлом поле. Этот метод дает возможность установить степень прозрачности и истинный цвет включений, а также исследовать внутреннюю структуру прозрачных и полупрозрачных включений, невидимую в отраженном свете. В темном поле исследование рекомендуется проводить при небольших увеличениях, т. к. небольшие неровности полированной поверхности шлифа трудно отличить от мелких

стекловидных включений. Как те, так и другие в темном поле выглядят светлыми. Метод темного поля используется для распознавания простых и сложных сульфидных и силикатных включений в стали, которые трудно различаются при обычном освещении. Силикатные включения в темном поле видны в виде блестящих частиц, в то время как сульфиды сливаются с основным фоном.

Освещение поляризованным светом позволяет определить оптические свойства включений – анизотропность или изотропность. Если в поляризованном свете рассматривается оптически анизотропное включение, то в поле зрения на темном фоне можно видеть освещенный объект. При вращении столика микроскопа яркость освещения анизотропного вещества будет меняться от полной до потемнения через каждые 90° . Эффект «погасания» дают включения силикатов, кварц, сульфиды, железа и др.

Некоторые изотропные вещества вследствие своей прозрачности в поляризованном свете также оказываются освещенными на основном темном фоне. Но степень их освещенности не изменяется в зависимости от положения объекта. К таким веществам относятся силикатные стекла глобулярного вида, обнаруживаемые в литом металле. Прозрачные включения силикатов в поляризованном свете выглядят светлыми и имеют характерный оптический крест с концентрическими кольцами. Силикаты, в состав которых входят в небольшом количестве оксиды металлов, в поляризованном свете выглядят окрашенными в розовый, коричневый, зеленый, голубоватый цвета, оптический крест сохраняется. У прозрачных силикатных включений оптический крест исчезает после горячей механической обработки металла, которая придает им вытянутую форму. Включения в этом случае выявляются в виде блестящих светлых частиц.

Таковыми же блестящими, без оптического креста выглядят силикатные включения с высоким содержанием оксида железа и марганца. Темными в поляризованном свете будут включения оксида железа, твердые растворы оксидов железа и марганца, сульфиды марганца и железа, оксид титана, нитриды титана и циркония. Включения оксида алюминия относятся к анизотропным веществам и в поляризованном свете наблюдаются в виде светлых мелких частичек. Степень освещения остается одинаковой при любом помещении частичек по отношению к падающему свету. Это характерно для анизотропных веществ.

Некоторые включения, являющиеся изотропными, в отраженном поляризованном свете кажутся анизотропными вследствие образования на поверхности анизотропной пленки. К таким включениям относится оксид меди. На воздухе он покрывается тонкой пленкой оксида меди, который анизотропен. Поэтому оксид меди в отраженном свете выглядит анизотропным и имеет рубиново-красную окраску.

Исследования в поляризованном свете могут дать ценные данные при анализе сложных включений. Сравнительно просто отличить силикатные составляющие от оксидов металлов или сульфидов.

Загрязненность металла включениями оценивают по среднему баллу,

который подсчитывают как среднее арифметическое из максимальной оценки каждого образца для каждого вида включений. Полученную балльную оценку сопоставляют с нормой загрязненности, установленной техническими условиями на данную сталь. Полученные данные представляют в форме таблицы 12.1.

Таблица 12.1 – Форма представления данных о загрязненности металла неметаллическими включениями

Исследуемая область металла	Размер включений, балл			
	Оксиды		Сульфиды и силикаты	
	крупные	мелкие	крупные	мелкие

12.2 Оборудование, приборы и материалы

12.2.1 Набор шлифов.

12.2.2 Шлифовально-полировальный станок.

12.2.2 Реактивы для травления.

12.2.3 Оптический микроскоп.

12.3 Порядок проведения работы

12.3.1 Изучить теоретическую часть работы.

12.3.2 Подвергнуть образцы химическому травлению.

12.3.3 С помощью микроскопа просмотреть при увеличении $\times 100$ металлографические шлифы сталей с разными видами неметаллических включений.

12.3.4 Определить путем сравнения со шкалами ГОСТ состав и количество неметаллических включений.

12.3.5 Результаты измерений оформить в виде таблицы в соответствии с указаниями, приведенными в лабораторной работе.

12.3.6 Определить средний балл загрязненности стали.

12.3.7 Сделать выводы и оформить отчет.

12.4 Содержание отчета

12.4.1 Цель работы.

12.4.2 Теоретические аспекты исследуемых вопросов.

12.4.3 Результаты определения неметаллических включений.

12.4.4 Выводы по работе.

Контрольные вопросы

- 1 Какие способы освещения шлифов применяют для определения оксидов?
- 2 Как влияют оксиды на механические свойства сталей?
- 3 Как определить средний балл загрязненности оксидами?

13 Лабораторная работа № 13. Прогнозирование механических свойств сварных соединений по их структурно-фазовому составу

Цель работы: приобрести практические навыки прогнозирования механических свойств сталей.

13.1 Общие теоретические сведения

Большинство механических свойств сталей характеризуется структурно-чувствительными показателями, в значительной мере зависящими от соотношения структурных составляющих, сформированных в результате нагрева и охлаждения данного участка сварного соединения, и их свойств, определяемых химическим составом стали. Прогнозирование механических свойств различных зон сварного соединения, как правило, основано на учете вклада отдельных составляющих структуры в формирование этих показателей в исследуемом объеме материала. Такие характеристики механических свойств сталей, как твердость, прочность и пластичность, являются интегральными показателями. Значения этих показателей, полученные для стали в целом, складывается из суммы значений этих же показателей для каждой структурной составляющей стали, попадающей в область проведения испытаний. Так, для показателя твердости справедливо соотношение, представляющее собой сумму показателей твердости для отдельных структурных составляющих, умноженных на их доленое участие в структурно-фазовом составе стали:

$$HV = HV_M \cdot V_M + HV_{\delta} \cdot V_{\delta} + HV_{\phi n} \cdot V_{\phi n} \quad (13.1)$$

где HV_M , HV_{δ} , $HV_{\phi n}$ – твердость по Виккерсу мартенсита, бейнита и ферритно-перлитной смеси;

V_M , V_{δ} , $V_{\phi n}$ – доленое участие мартенсита, бейнита и ферритно-перлитной смеси в структуре стали.

Твердость отдельных структурных составляющих зависит от количества и состава легирующих элементов, участвовавших в их формировании. При этом химический состав отдельных структурных составляющих может весьма сильно отличаться от общего химического состава стали. На характер распределения легирующих элементов между структурными составляющими оказывают влияние как особенности их кристаллического строения, так и

температурно-временные условия их формирования. Так, для доэвтектоидных углеродистых нелегированных сталей при наличии условий для полного протекания ферритно-перлитного распада распределение углерода между ферритом и перлитом будет полностью соответствовать диаграмме состояния Fe-C. Твердость такой стали может быть определена исходя из соотношения доли феррита и перлита в полученной смеси, учитывая, что твердость нелегированного феррита приблизительно составляет 100 по HV, перлита – 200:

$$HV_{\phi n} = 100 \cdot V_{\phi} + 200 \cdot V_n . \quad (13.2)$$

При ускоренном охлаждении распределение углерода в значительной мере зависит от максимальной температуры нагрева T_{\max} . Именно полнота протекания процесса перекристаллизации и образования аустенита при нагреве определяет содержание углерода, которое может быть зафиксировано в твердом растворе при формировании бейнита и мартенсита. При максимальной температуре нагрева выше критической точки A_3 содержание углерода в мартенсите и бейните $C_{\text{мб}}$ может считаться равным марочному содержанию углерода C для данной стали. При нагреве в межкритическом интервале температур ($A_1 \leq T_{\max} \leq A_3$) величина $C_{\text{мб}}$, определяется по формуле:

$$C_{\text{мб}} = 0,83 - \frac{T_{\max} - A_1}{A_3 - A_1} \cdot (0,83 - C). \quad (13.3)$$

Тогда твердость нелегированного мартенсита и бейнита может быть найдена по формулам:

$$HV_m = 1669C_{\text{мб}} - 926C_{\text{мб}}^2 + 150; \quad (13.4)$$

$$HV_b = 223 + 500 \cdot C_{\text{мб}}. \quad (13.5)$$

Для тех участков ЗТВ, нагрев которых превышает температуру критических точек, первостепенное значение из параметров термического цикла, влияющих на формирование и твердость структурных составляющих, оказывает скорость охлаждения. Так, для сварных соединений из низкоуглеродистых легированных сталей твердость структурных составляющих может быть определена следующим образом (содержание химических элементов в процентах):

$$H_m = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21\log(\omega_{700}); \quad (13.6)$$

$$H_b = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + \\ + (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo)\log(\omega_{700}). \quad (13.7)$$

$$H_{\phi n} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12Ni + 7Cr + 12Mo + \\ + (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr - 130V) \log(\omega_{700}), \quad (13.8)$$

где ω_{700} – скорость охлаждения при 700 °С.

Для определения твердости металла в околошовном участке ЗТВ сварных соединений низколегированных сталей повышенной прочности ($\sigma_s = 500 \dots 1000$ МПа) с содержанием углерода от 0,017 % до 0,33%. Х. Сузуки на основе регрессионного анализа экспериментальных данных предложил следующее:

$$HV_{\max} = H_0 + \frac{K}{1 + \exp(\alpha \cdot (Y - Y_5))}, \quad (13.9)$$

где

$$H_0 = 884C + 287 - K; \quad Y = \log(t_{8-5});$$

$$Y_5 = 0,085 + 2,07C + 0,469Mn + 0,655Cu + 0,122Ni + 0,22Cr + 0,788Mo + 30B;$$

$$K = 269 + 454C - 36Si - 79Mn - 57Cu - 12Ni - 53Cr - 122Mo - 169Nd - 7089B;$$

$$K\alpha = 478 + 3364C - 256Si + 66Ni - 408Mo - 1321V - 1559Nb;$$

$$\alpha = K\alpha / K.$$

Твердость HV и показатели прочности σ_s, σ_{02} ЗТВ низколегированных сталей в зависимости от фазового состава металла можно также оценить при помощи регрессионных моделей, полученных О. Г. Касаткиным и П. Зайфертом:

$$HV = (310 + 494C + 620C^2 + 18Mn) \cdot V_m + \\ + (234 + 122C) \cdot V_{\sigma} + (98 + 275C + 15Mn) \cdot V_{\phi n}; \quad (13.10)$$

коэффициент корреляции $R = 0,95$, стандартная ошибка $s = 15$;

$$\sigma_s = (800 + 1100C^{1/2}) \cdot V_m + (590 + 960C + 40Mn + 200V) \cdot V_{\sigma} + \\ + (300 + 1360C + 60Mn + 140V) \cdot V_{\phi n}; \quad (13.11)$$

коэффициент корреляции $R = 0,91$, стандартная ошибка $s = 140$;

$$\begin{aligned} \sigma_{02} = & (660 + 1250C) \cdot V_m + (500 + 460C - 120C^2 + 150V) \cdot V_b + \\ & + (190 + 926C + 47Mn + 90V) \cdot V_{\phi n}; \end{aligned} \quad (13.12)$$

коэффициент корреляции $R = 0,9$, стандартная ошибка $s = 100$;

Здесь V_m , V_b , $V_{\phi n}$ – доли мартенсита, бейнита и ферритноперлитной смеси в структуре металла.

Для оценки механических свойств низколегированного металла шва, полученного при охлаждении в интервале температур $850\text{ }^\circ\text{C} \dots 500\text{ }^\circ\text{C}$ со скоростью от $8\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ до $35\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, могут быть использованы, следующие регрессионные модели:

$$\begin{aligned} \sigma_g = & 350 + 1720C + 171Mn - 23,6Si + 202Cr + 147Mo + 97Ni + 426V + \\ & + 170C \cdot Mn + 1330C \cdot Si + 870C \cdot Cr - 160C \cdot Mo + 310Cr \cdot Ni - 694C \cdot V - \\ & - 23,5Mn \cdot Ni + 64,5Si \cdot Cr - 43Mo \cdot Cr - 25,5Cr \cdot V - 20,7Mo \cdot Ni - \\ & - 50,7Mo \cdot V + 16,1Ni \cdot V + 86C^2 - 17Mn^2 - 50Cr^2 - 4,5Mo^2 + 5,4Ni^2 - \\ & - 255V^2 - (23 + 290C + 3Mn + 2,5Si + 14Cr - 13Mo + 10,8Ni + 13V) \ln(t); \end{aligned} \quad (13.13)$$

коэффициент корреляции $R = 0,98$, стандартная ошибка $s = 68$;

$$\begin{aligned} \sigma_{02} = & 290 + 1660C + 164Mn + 17,4Si + 103Cr + 190Mo + 92Ni + \\ & + 324V - 32,3C \cdot Mn + 712C \cdot Si + 291C \cdot Ni + 470C \cdot V - \\ & - 24,1Mo \cdot Ni + 65,1Si \cdot Cr - 64,2Si \cdot Ni + 201Si \cdot V - 24Mo \cdot Ni - \\ & - 59,2Mo \cdot V + 15,3Ni \cdot V - 161C^2 - 31,3Mn^2 - 15Mo^2 - 4,5Ni^2 - \\ & - 275V^2 - (27,5 + 350C + 4,1Mn + 4,3Cr + 3,4Mo + 2,2Ni + 6,6V) \cdot \ln(t); \end{aligned} \quad (13.14)$$

коэффициент корреляции $R = 0,98$, стандартная ошибка $s = 64$.

Ударная вязкость КСВ металла шва в диапазоне температур от минус $30\text{ }^\circ\text{C}$ до минус $70\text{ }^\circ\text{C}$ может быть оценена с использованием следующей модели:

$$\begin{aligned}
\ln(KCV(T)) = & 0,28 + 1,56Mn - 1,57Si - 0,877Cr - 1,98Mo - 7,25P - \\
& - 0,196Mn \cdot Ni + 0,25Ni \cdot V - 11,5C^2 + 0,051Mn - 0,22Mo^2 + 0,141Ni^2 + \\
& + 0,533V^2 + (0,386 - 0,7C - 0,514Mn + 0,415Si + 0,217Cr + 0,703Mo - \\
& - 0,12Ni + 0,715V - 8,1N - 3,44O) \ln(t) + (0,0183 - 0,043C - 0,0018Mn - \\
& - 0,002Mo - 0,0025Ni - 0,0068V) \cdot T + 0,0039T \cdot \ln(t); \quad (13.15)
\end{aligned}$$

коэффициент корреляции $R = 0,74$, стандартная ошибка $s = 0,69$.

Значения ударной вязкости, полученные по зависимости (13.15), соответствуют действительному размеру зерна аустенита в пределах 40...60 мкм. Для учета изменения этого параметра при росте аустенитного зерна в ЗТВ сварных соединений предложена поправка, учитывающая размер зерна аустенита:

$$KCV_{зтв} = \zeta(D_3)KCV(T), \quad (13.16)$$

где $KCV(T)$ – величина ударной вязкости;

$\zeta(D_3)$ – поправка, зависящая от размера действительного зерна аустенита (D_3), которая может быть определена следующим образом:

$$\zeta(D_3) = 0,97(D_3 / 50)^{-0,29788}. \quad (13.17)$$

Наличие карбидной фазы в легированных сталях и сварных швах также значительным образом влияет как на уровень прочностных свойств, так и на твердость металла сварного соединения. Несмотря на относительно небольшой объем, занимаемый карбидной фазой в структуре большинства свариваемых сталей, ее влияние на механические свойства может быть весьма существенным. Карбиды как высокотвердая составляющая структурно-фазового строения металла сварного соединения вносят свой вклад в обеспечение конечной твердости металла шва и ЗТВ.

Наличие карбидной фазы в легированных сталях и сварных швах также значительным образом влияет как на уровень прочностных свойств, так и на твердость металла сварного соединения. Несмотря на относительно небольшой объем, занимаемый карбидной фазой в структуре большинства свариваемых сталей, ее влияние на механические свойства может быть весьма существенным. Карбиды, как высокотвердая составляющая структурно-фазового строения металла сварного соединения, вносят свой вклад в обеспечение конечной твердости металла шва и ЗТВ.

13.2 Оборудование, приборы и материалы

13.2.1 Разрывная машина.

13.2.2 Твердомер.

13.2.3 Маятниковый копер.

13.3 Порядок проведения работы

13.3.1 Получить задание на конкретный химический состав стали.

13.3.2 Изучить методику определения механических характеристик.

13.3.3 Расчетным методом определить механические характеристики.

13.3.4 Выполнить экспериментальные исследования по определению механических характеристик.

13.4 Содержание отчета

13.4.1 Цель работы.

13.4.2 Теоретические аспекты исследуемых вопросов.

13.4.3 Результаты расчетов.

13.4.4 Результаты экспериментальных исследований.

Контрольные вопросы

1 Что означает величина коэффициента корреляции?

2 Что означает величина стандартной ошибки?

3 Как экспериментально определяют ударную вязкость?

4 По каким стандартам определяют механические характеристики сварного соединения?

14 Лабораторная работа № 14. Определение оптимальных режимов сварки по механическим свойствам и структурно-фазовому составу зоны термического влияния

Цель работы: определение оптимальных режимов сварки, обеспечивающих создание требуемого уровня механических свойств металла сварного соединения и предотвращение в нем нежелательных структурно-фазовых превращений.

14.1 Общие теоретические сведения

Обеспечение требуемой работоспособности сварных соединений разных сталей в значительной мере определяется ходом структурно-фазовых превращений, протекающих в металле шва и ЗТВ. К основным видам фазовых

превращений в сталях при сварке относятся:

- кристаллизация;
- полиморфное превращение;
- образование твердого раствора из эвтектоидной смеси и обратный ему эвтектоидный распад;
- распад пресыщенных твердых растворов (старение, отпуск мартенсита) и обратное ему образование новых фаз из твердого раствора.

В таблице 14.1 обобщены наиболее опасные участки сварных соединений для разных групп сталей, а также указаны причины, вызывающие резкое ухудшение их работоспособности. Избежать этих негативных последствий от воздействия сварочного процесса на металл ЗТВ можно за счет регулирования параметров термического цикла сварки. Наиболее значимым параметром, оказывающим влияние на ход структурно-фазовых превращений в металле ЗТВ, является скорость охлаждения

Таблица 14.1 – Характеристика причин снижения работоспособности сварных соединений

Группа сталей	Исходная структура	Наиболее опасный участок сварного соединения	Причина снижения работоспособности	Контролируемый параметр термического цикла
1	2	3	4	5
Низкоуглеродистые нелегированные	Ферритно-перлитная	Участок перегрева	Рост зерна аустенита	$\omega_{8-5} \approx \omega_{кр}^n$
		Участок сплавления	Химическая неоднородность	–
Низкоуглеродистые низколегированные	Ферритно-бейнитная	Участки с $T_{max} \geq A_3$	Формирование закалочных структур	$\omega_{8-5} < \omega_{кр}$
	Ферритно-бейнитная с карбидами	Участки с $T_{max} \geq 1100 \text{ }^\circ\text{C}$	Растворение карбидной фазы	$\omega_{8-5} < \omega_{кр}^{карбид}$
	Термоупрочненные	Участок неполной перекристаллизации	Появление феррита, диссоциация феррито-карбидной смеси	$\omega_{8-5} > \omega_{кр}$
Хромомолибденовые (теплоустойчивые)	Бейнитная	Участки с $T_{max} \geq 650 \text{ }^\circ\text{C}$	Рост карбидной фазы, формирование закалочных структур	$\omega_{8-5} \approx \omega_{кр}$
Хромомолибденванадиевые (теплоустойчивые)	Бейнитная с карбидами ванадия	Участки с $T_{max} \geq 1100 \text{ }^\circ\text{C}$	Растворение карбида ванадия	$\omega_{8-5} < \omega_{кр}^{карбид}$

Окончание таблицы 14.1

1	2	3	4	5
Высокохромистые	Мартенситная	Участки с $T_{\max} \geq A_3$	Формирование закалочных структур с высоким уровнем напряжений	$\omega_{8-5} \approx \omega_{кр}$
	Ферритная полуферритная	Участки с $T_{\max} \geq 475 \text{ }^\circ\text{C}$	Рост зерна феррита, рост карбидов хрома, формирование δ -феррита	$\omega_{охл} \rightarrow \min$ при минимальной разнице в $\omega_{охл}$ на разных участках ЗТВ
Высоколегированные хромоникелевые	Аустенитная	Вся зона термического влияния	Рост зерна аустенита, появление феррита, рост карбидной фазы	$\omega_{8-5} < \omega_{кр}^{\phi}$
Высоколегированные	Аустенитно-ферритные	Участки с $T_{\max} 800^\circ\text{C} \dots 400^\circ\text{C}$	Увеличение количества феррита, рост карбидной фазы	$\omega_{8-5} \approx \omega_{кр}^{\phi}$

Используя значения нормативных требований по наиболее значимым для данной стали характеристикам механических свойств и сопоставляя их с данными диаграммы об изменении этих характеристик в зависимости от скорости охлаждения, можно определить рациональный структурно-фазовый состав и диапазон скоростей охлаждения, обеспечивающий их формирование при сварке. При этом необходимо учитывать влияние на процессы структурообразования исходного структурного состояния стали.

На основе полученного диапазона скоростей охлаждения может быть определен диапазон рекомендуемых погонных энергий для проведения сварки данной стали.

Пример – Проведем расчет оптимальных режимов сварки, обеспечивающих создание требуемого уровня механических свойств металла сварного соединения и предотвращение в нем нежелательных структурно-фазовых превращений на примере стали 18Г2АФ. Химический состав и механические свойства для основного металла представлены в таблицах 14.2 и 14.3.

Таблица 14.2 – Химический состав стали марки 18Г2АФ

Марка стали	Химический состав, %								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Прочие
18Г2АФ	0,14...0,2	0,3...0,6	1,3...1,7	0,035	0,035	Не более 0,4	Не более 0,3	Не более 0,3	V 0,08...0,14 N 0,015...0,025

Таблица 14.3 – Механические свойства стали марки 18Г2АФ

Марка стали	Толщина, мм	Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
18Г2АФ	5...32	590	440	20
	32...50	570	410	

Рассматриваемая в качестве примера сталь 18Г2АФ относится к группе ферритно-бейнитных сталей с карбонитридным упрочнением. Наибольшую опасность при сварке этих сталей представляют те участки ЗТВ, в которых становится возможно формирование закалочных структур. Основной характеристикой таких участков является нагрев выше температуры A_3 , обеспечивающий формирование аустенитной структуры. Значительное превышение (свыше 1100 °С) при нагреве критических температур способствует частичному или полному растворению упрочняющей карбонитридной фазы, повышению степени легированности аустенита, усилению его неоднородности по химическому составу. Все эти факторы в сочетании с повышенными скоростями охлаждения способствуют формированию закалочных структур. Появление и увеличение количества мартенсита в структуре ЗТВ приводит к охрупчиванию металла, особенно на околошовном участке, где нагрев достигает максимальных температур, и сопровождается резким снижением пластических характеристик значительно ниже уровня основного металла.

Основная задача при оптимизации режимов сварки – выбор режимов, ограничивающих скорость охлаждения ниже критической для данной стали.

Снижение величины относительного удлинения ниже 20 %, наблюдаемое при росте скорости охлаждения свыше 10 °С/с, связано в первую очередь с формированием мартенситной структуры. Снижение скорости охлаждения ниже этого критического для данной стали значения приводит к формированию смешанной ферритно-бейнитоперлитной структуры, что является более благоприятным структурно-фазовым состоянием с позиции формирования требуемого уровня пластических свойств. Для предотвращения охрупчивания околошовного участка выбор режимов сварки должен проводиться с учетом технологических приемов, обеспечивающих снижение скорости охлаждения, таких как увеличение погонной энергии сварки, использование предварительного, сопутствующего и последующего подогрева, замедленное охлаждение.

Проведем расчет скорости охлаждения для стыкового шва, толщиной 16 мм, выполненного в один проход, принимая диапазон погонной мощности для расчета от 10000 до 34000 Вт·с/см, что соответствует изменению силы тока в диапазоне от 100 до 800 А, а скорость сварки от 0,1 до 1,5 см/с.

$$\omega = -2\pi\lambda_{cp} \frac{(T - T_n)^3}{(q / (\nu\delta)^2)}, \quad (14.1)$$

где δ – толщина металла, см;

c_p – объемная теплоемкость, $c_p = 4,9 \text{ Дж}/(\text{см}^3 \cdot \text{К})$;

λ – температуропроводность, $\lambda = 0,39 \text{ Вт}/(\text{см} \cdot \text{К})$.

Результаты расчета скоростей охлаждения для участка ЗТВ с температурой нагрева в диапазоне от 1300 °С до 1100 °С при отсутствии и наличии сопутствующего подогрева представлены в таблице 14.4.

Таблица 14.4 – Скорость охлаждения для участка ЗТВ

Температура, °С	Погонная мощность источника нагрева, Вт · с/см													
	T_n	10000	12000	14000	16000	18000	20000	22000	24000	26000	28000	30000	32000	34000
1300	20	123	86	63	48	38	31	25	21	18	16	14	12	11
1100		74	51	38	29	23	19	15	13	11	9	8	7	6
1300	100	102	71	52	40	31	25	21	18	15	13	11	10	9
1100		59	41	30	23	18	15	12	10	9	7	7	6	5

Как видно из данных таблицы, при отсутствии сопутствующего подогрева скорость охлаждения на участке с температурой нагрева до 1300 °С для всего рассмотренного диапазона погонной мощности превышает найденное из графиков предельное значение. Использование сопутствующего подогрева (100 °С) позволяет снизить значения скорости охлаждения для всего участка ЗТВ до требуемых величин. Рекомендуемые значения погонной мощности в этом случае должны превышать 32000 Вт·с/см.

14.2 Оборудование, приборы и материалы

14.2.1 Феррито-бейнитная сталь.

14.2.2 Диаграммы изменения механических свойств.

14.2.3 Формулы для расчета склонности к технологической прочности.

14.3 Порядок проведения работы

14.3.1 Получить от преподавателя задание, содержащее данные о химическом составе свариваемой стали и диаграммы изменения механических свойств и структурного состава в ЗТВ в зависимости от скорости охлаждения.

14.3.2. По химическому составу стали, ее исходному структурно-фазовому состоянию, назначению и последующим условиям эксплуатации выявить наиболее опасные участки сварного соединения, ухудшение свойств которых в процессе сварки может привести к необратимому снижению работоспособности конструкции в целом (см. таблицу 14.1).

14.3.3 Оценить склонность стали к образованию горячих и холодных трещин, стойкость к слоистому растрескиванию, образованию трещин

повторного нагрева.

14.3.4 Проанализировать (с использованием диаграмм для данной стали) изменение механических свойств и количество структурных составляющих в наиболее опасном участке ЗТВ в зависимости от скорости охлаждения и определить диапазон скоростей охлаждения, формирующих оптимальный структурно-фазовый состав и требуемый комплекс механических свойств.

14.3.5 Определить диапазон погонных мощностей, а также температуру предварительного или сопутствующего подогрева, обеспечивающих формирование найденного диапазона скоростей охлаждения.

14.4 Содержание отчета

14.4.1 Цель работы.

14.4.2 Теоретические аспекты исследуемых вопросов.

14.4.3 Результаты расчетов.

14.4.4 Выводы по работе.

Контрольные вопросы

1 Как влияет скорость охлаждения на конечную структуру сварного соединения?

2 Как влияет погонная энергия на скорость охлаждения?

3 Как влияет ферритная фаза на образование сигма-фазы?

4 Как влияют отдельные структуры на механические свойства сварных соединений?

15 Лабораторная работа № 15. Определение оптимальных режимов термической обработки сварных соединений

Цель работы: определение режимов термической обработки ЗТВ сварного соединения и оценка полученной структуры основного металла.

15.1 Общие теоретические сведения

Любой процесс термической обработки состоит из трех этапов: нагрева, выдержки и охлаждения.

С точки зрения *этапа нагрева* все наиболее часто используемые процессы термической обработки ЗТВ сварных соединений можно разбить на две группы. Первая группа сопровождается протеканием процесса перекристаллизации и вызывает структурно-фазовые превращения в ЗТВ, вторая – сохраняет исходную структуру различных участков ЗТВ. Проведение термической обработки ЗТВ с целью устранения негативного воздействия сварочного процесса на основной металл наиболее эффективно за счет реализации

процессов именно первой группы. К ним относятся нормализация, улучшение (закалка и отпуск) и аустенизация.

Температура нагрева сварных соединений для этих процессов термической обработки в первую очередь зависит от положения критических точек A_{c1} и A_{c3} . Большое значение имеет и химический состав основного металла, особенно содержание в нем углерода.

Нагрев под нормализацию и закалку (при улучшении) ЗТВ сварного соединения для доэвтектоидных сталей должен на $20^{\circ}\text{C} \dots 30^{\circ}\text{C}$ превышать значения критической температуры A_{c3} , что обеспечивает протекание процесса перекристаллизации и формирование аустенита во всех участках ЗТВ. Для эвтектоидных и заэвтектоидных сталей максимальная температура нагрева выбирается на $20^{\circ}\text{C} \dots 30^{\circ}\text{C}$ выше критической точки A_{c1} , что обеспечивает формирование аустенитной структуры с сохранением нераспавшейся части первичного цементита. Более высокий нагрев вызывает значительный рост аустенитного зерна, что приводит к укрупнению и огрублению вторичной структуры.

Нагрев под аустенизацию ЗТВ сварного соединения проводится для реализации процессов диффузии легирующих элементов внутри аустенитного зерна с целью устранения химической неоднородности (ликвации) высоколегированных сталей. Диффузионные процессы, как правило, требуют значительно-го времени для своего протекания. Для их ускорения температуру нагрева назначают значительно выше критической в диапазоне от 1050°C до 1200°C .

Максимальная температура нагрева для второй группы процессов термической обработки, охватывающей различные виды отпуска, обычно не превышает уровень критической точки A_{c1} . Большое значение для ее назначения имеет величина температуры начала мартенситного превращения, т. к. именно она определяет полноту протекания процессов распада мартенсита. Низкий отпуск проводится при температурах, значительно ниже точки M_n , что определяет сохранение закалочных структур в ЗТВ, но способствует снижению уровня их напряженного состояния. Максимальная температура среднего отпуска назначается близкой к точке M_n . Такой нагрев вызывает активное протекание процессов отпуска мартенсита при сохранении мелкодисперсного строения закаленных участков ЗТВ сварного соединения. Высокий отпуск характеризуется нагревом выше точки M_n , что способствует полному распаду мартенсита на ферритно-цементитную смесь.

Основной характеристикой *этапа выдержки* является время выдержки при заданной температуре. Основное назначение этого этапа заключается в обеспечении условий для полного прогрева по сечению всего сварного соединения на заданную температуру и в реализации процессов диффузии углерода и легирующих элементов. Для нормализации и закалки ЗТВ сварного соединения время выдержки рассчитывается так же, как и при общей термической обработке, исходя из максимальной толщины всей конструкции. Продолжительность выдержки (в минутах) зависит от формы изделия и определяется следующим образом:

– для плоской детали

$$t_g = cH, \quad (15.1)$$

где H – высота или ширина, мм;

c – коэффициент пропорциональности (опытный) (таблица 15.1);

– для цилиндрических деталей

$$t_g = cD, \quad (15.2)$$

где D – диаметр цилиндра, мм.

Таблица 15.1 – Значения коэффициента c для расчета продолжительности этапа выдержки

Материал детали	Значение коэффициента c в зависимости от вида нагревающей среды	
	Соляная ванна	Газовая среда
Углеродистая сталь	0,2...0,25	0,7...1,7
Легированная сталь	0,15...0,2	0,4...1,3
Высоколегированная сталь	0,3...0,35	0,8...1,1

На этапе охлаждения с поверхности детали теплота уносится конвективным путем с помощью жидкости или газа, которые перемещаются относительно поверхности. Движение жидкости или газа возникает вследствие различной плотности нагретых и ненагретых зон или в результате принудительной циркуляции.

Приближенно тепловой поток q с единицы поверхности за единицу времени при конвективном теплообмене определяется по формуле

$$q = \alpha(T - T_{cp}), \quad (15.3)$$

где α – коэффициент конвективной теплоотдачи;

T – температура поверхности твердого тела;

T_{cp} – температура среды.

Закон изменения температуры тела от времени может быть представлен в виде

$$T_i = (T_{\max} - T_{cp})e^{-bt} + T_{cp}, \quad (15.4)$$

где b – коэффициент теплоотдачи в зависимости от среды охлаждения;

t – время охлаждения от максимальной температуры до температуры T_i .

В зависимости от формы изделия коэффициент теплоотдачи в заданной охлаждающей среде определяется:

– для пластины:

$$b = 2b_0 / H, \quad (15.5)$$

где H – толщина пластины, см;

– для стержня:

$$b = 2b_0P / F, \quad (15.6)$$

где P – периметр, см;

F – площадь поперечного сечения, см²;

b_0 – характеристика охлаждающей среды.

$$b_0 = \alpha / c\rho, \quad (15.7)$$

где α – коэффициент теплоотдачи стали в данной охлаждающей среде (для воды $\alpha = 1,25 \dots 2,1$ Вт/(см²·г·°С);

c – удельная теплоемкость стали (для низкоуглеродистой низколегированной стали, $c = 0,68$ Вт/см³);

ρ – плотность стали, которая для низкоуглеродистой низколегированной стали, $\rho = 7,8$ г/см³.

Таким образом, характеристика охлаждающей способности для неподвижной воды, часто используемой в качестве эталона для оценки охлаждающей способности других сред, составляет 0,2–0,4. Исходя из этой величины, можно оценить характеристику охлаждающей способности других сред (таблица 15.2).

Таблица 15.2 – Характеристики различных охлаждающих сред

Наименование охлаждающей среды	Охлаждающая способность среды при температуре 20 °С по отношению к воде	
	$K = b_0^{охл.сп.} / b_0^{вода}$	b_0
Вода (без движения при 20 °С)	1	0,3
Раствор (10 %) поваренной соли при 20 °С (циркуляция)	1,23	0,369
Раствор (20 %) поваренной соли при 20 °С (без движения)	1,06	0,318
Раствор (10 %) едкого натра (циркуляция)	1,2	0,36
Раствор (15 %) едкого натра (без движения)	1,14	0,342
Раствор (10 %) хлористого кальция (без движения)	1,17	0,351
Раствор (20 %) хлористого кальция (без движения)	1,06	0,318
Масло промышленное И–12А	0,35	0,105
Масло трансформаторное	0,17	0,051
Масло парафиновое	0,29	0,087
Воздух	0,01	0,003

С использованием приведенных выше закономерностей может быть рассчитано время охлаждения детали t , с, от максимальной температуры нагрева T_{\max} до заданной T_i :

$$t = - \frac{\ln \left[(T_i - T_{cp}) / (T_{\max} - T_{cp}) \right]}{b}. \quad (15.8)$$

Если процесс охлаждения при термической обработке происходит ступенчато, то под максимальной температурой нагрева каждой последующей ступени понимают минимальную температуру предыдущей ступени и расчет времени охлаждения проводят для каждой ступени отдельно.

Для расчета кривой охлаждения весь интервал температур от T_{\max} до $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ разбивают на отдельные участки с некоторым шагом. Последовательно подставляя вместо T_i в формуле (15.8) значения температуры на каждом участке, заполняем таблицу 15.3.

Таблица 15.3 – Время охлаждения детали от максимальной температуры нагрева до заданной

Температура, $^{\circ}\text{C}$	Время охлаждения, с
T_{\max}	0
T_i	...

15.2 Порядок проведения работы

15.2.1 Оценить необходимость проведения термической обработки сварного соединения, выполненного из заданной марки стали.

15.2.2 Выбрать вид термической обработки.

15.2.3 Исходя из химического состава стали и значений ее критических температур, определить максимальную температуру нагрева сварного соединения.

15.2.4 Оценить время выдержки детали для прогрева на заданную температуру.

15.2.5 Выбрать охлаждающую среду и рассчитать время охлаждения в рассматриваемом диапазоне температур. Полученные значения занести в таблицу 15.3.

15.2.6 Нанести рассчитанные значения на анизотермическую диаграмму и оценить полученную структуру.

15.2.7 Оценить необходимость проведения термической обработки сварного соединения, выполненного из заданной марки стали.

15.3 Содержание отчета

15.3.1 Цель работы.

15.3.2 Теоретические аспекты исследуемых вопросов.

15.3.3 Результаты расчетов.

15.3.4 Выводы по работе.

Контрольные вопросы

- 1 Как влияет охлаждающая среда на скорость охлаждения?
- 2 Как влияет режим термической обработки на структуру металла?
- 3 Для какой структуры металла необходима высокая скорость охлаждения?
- 4 Для чего выполняют термическую обработку сварных соединений?

16 Правила техники безопасности при проведении лабораторных работ

Организация лабораторных экспериментов должна проводиться в соответствии с ССБТ ГОСТ 12.4.113–82 *Работы учебные лабораторные. Общие требования безопасности*.

При проведении лабораторных экспериментов должно быть устранено или доведено до безопасных значений величин действие опасных и вредных производственных факторов по ГОСТ 12.0.003–74.

Все производимые в лаборатории работы должны быть организованы так, чтобы полностью исключить образование взрывоопасных концентраций газо-, паро- и пылевоздушных смесей в объёме всего помещения и в отдельных рабочих зонах.

Оборудование, применяемое в учебных лабораториях, должно соответствовать требованиям ГОСТ 12.2.003–74 и ГОСТ 12.2.049–80.

Температура поверхности оборудования и технологических трубопроводов, к которым возможны прикосновения людей при проведении лабораторных экспериментов, не должна превышать 45 °С. Системы вентиляции и отопления в лабораторном помещении должны обеспечивать параметры микроклимата в соответствии с требованиями ГОСТ 12.1.005–76.

Допустимые уровни звукового давления в октавных полосах частот, уровни звука и эквивалентные уровни звука в децибелах на рабочих местах в лаборатории должны соответствовать требованиям ГОСТ 12.1.003–76.

Предельно допустимые напряжённость электрической и магнитной составляющих и плотность тока энергии электромагнитного поля радиочастот на рабочих местах в лаборатории должны соответствовать требованиям ГОСТ 12.1.012–78.

Допустимый уровень вибрации на рабочих местах в лаборатории должен соответствовать требованиям ГОСТ 12.1.012–78. Защитные системы (зануление, защитное заземление, защитное отключение, выравнивание потенциала, двойная изоляция, малое напряжение) и мероприятия по защите от поражения электрическим током в лабораториях должны обеспечивать напряжение прикосновения не выше 42 В – в помещениях без повышенной опасности и с повышенной опасностью, 12 В – в особо опасных помещениях.

Питание лабораторного электрооборудования должно осуществляться от сети напряжением не более 380 В при частоте 50 Гц. В электроустановках

должны быть предусмотрены разделительный трансформатор и защитно-отключающее устройство.

Сопrotивление изоляции, токоведущих частей электроустановок до первого аппарата максимальной токовой защиты должно быть не менее 0,5 МОм, а сопротивление между заземляющим болтом и каждой доступной прикосновению металлической нетокведущей частью изделия, которая может оказаться под напряжением, – не более 0,1 Ом.

Требования к размещению оборудования и рабочих мест.

Размещение оборудования в помещении лаборатории должно обеспечивать удобство выполнения всех видов исследований и работ.

Планировка помещения лаборатории должна обеспечивать освещение рабочих мест исследователей естественным светом.

Размещение средств отображения информации должно обеспечивать свободное восприятие общей сигнальной информации в интересе лаборатории.

Геометрические размеры зоны досягаемости моторного поля на рабочих местах в лаборатории определяются требованиями ГОСТ 12.2.032–78 (для положения сидя) и ГОСТ 12.2.033–78 (для положения стоя).

Геометрические размеры оптимальной зоны информационного поля для размещения общих средств отображения информации в лаборатории должны быть: площадь зоны – 4,5 м²; высота верхней границы зоны от пола – 2,5 м; ширина зоны – 3,0 м; высота нижней границы зоны от пола – 1,0 м.

17 Действия на случай возникновения загорания, пожара

Каждый обнаруживший пожар или загорание обязан:

- немедленно обесточить помещение;
- немедленно сообщить о пожаре по телефону 101;
- немедленно сообщить о пожаре администрации;
- приступить к тушению очага пожара имеющимися на рабочем месте средствами пожаротушения (огнетушитель, кошма, песок, пожарный кран и т. д.);
- при тушении электроустановок огнетушителями не подходить ближе 1 м до очага горения;
- при применении углекислотных огнетушителей не брать голую рукой за раструб;
- тушение вертикальных конструкций производить сверху вниз.

Студент, находящийся в лаборатории, при получении сообщения об эвакуации обязан:

- немедленно прекратить занятие;
- быстро и без паники в сопровождении преподавателя, проводящего занятие, покинуть здание в безопасное место, пройти перекличку у данного преподавателя и ждать последующих указаний;
- сохранять выдержку и хладнокровие, не допускать паники.

Студент, оставшийся во время пожара в лаборатории, обязан:

- прежде чем открыть дверь лаборатории, потрогать ее руками. Если она нагрелась, не открывать ее, иначе огонь проникнет в помещение;
- при возможности покинуть помещение через окно; оказавшись на верхнем этаже, заткнуть щели подручными средствами, чтобы дым не проникнул в помещение лаборатории;
- сообщить о своем местонахождении (по телефону или привлекая внимание с помощью рук и криков о помощи).

18 Действия на случай других аварийных ситуаций

При возникновении в рабочей зоне проведения лабораторной работы опасных условий труда (появление запаха гари и дыма, повышенное тепловыделение от оборудования, повышенный уровень шума при его работе, неисправность заземления, загорание материалов и оборудования, прекращение подачи электроэнергии, появление запаха газа и т. п.) необходимо немедленно прекратить работу, выключить оборудование, сообщить о происшествии преподавателю.

При несчастном случае необходимо быстро принять меры по предотвращению воздействия травмирующих факторов на потерпевшего, оказанию первой помощи пострадавшему, вызову на место происшествия медицинских работников или доставке потерпевшего в организацию здравоохранения. Сообщить о происшествии ответственному лицу за безопасное производство работ, обеспечить до начала расследования сохранность обстановки, если это не представляет опасности для жизни и здоровья людей.

При поражении электрическим током необходимо освободить пострадавшего от действия тока (выключить рубильник, перерубить провод, оттянуть или отбросить его сухой палкой, шестом). Не прикасаться к пострадавшему, пока он находится под действием тока. Доврачебную помощь оказывать сразу после прекращения воздействия электрического тока. Если пострадавший находится в бессознательном состоянии, то немедленно приступить к массажу сердца и искусственному дыханию до прибытия врача. Одновременно с этим применяется нашатырный спирт, растирание и согревание.

Список литературы

1 **Куликов, В. П.** Технология сварки плавлением и термической резки: учебник / В. П. Куликов. – Минск: Новое знание, 2019. – 463 с : ил