

И 223752
Министерство высшего и среднего специального образования СССР

Московское
ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени
высшее техническое училище им. Н. Э. Баумана

НА ДОМ
НЕ ВЫДАЕТСЯ

ЦОРИЕВ Святослав Омарбиевич

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ
ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ НА СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ
ОБРАЗОВАНИЮ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН ПРИ СВАРКЕ

(05.04.05 — Технология и машины сварочного производства)

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

НТБ МГТУ им. Н. Э. Баумана



1223752

Цориев С. О. Исследование в

Работа выполнена в МВТУ им. Н. Э. Баумана

Научный руководитель — кандидат технических наук,
доцент МАКАРОВ Э. Л.

Официальные оппоненты:
доктор технических наук СТЕКЛОВ О. И.
кандидат технических наук СИМОНИК А. Г.

Ведущее предприятие — ВНИИСТ

Автореферат разослан « » 1974 г.

Защита диссертации состоится « » 1974 г.
на заседании Совета Московского ордена Ленина и ордена
Трудового Красного Знамени высшего технического училища
им. Н. Э. Баумана по адресу: Москва, 107005. 2-я Бауман-
ская, д. 5.

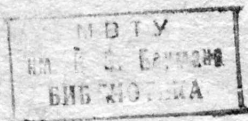
Ваши отзывы в 2-х экз
слать по указанному адресу

С диссертацией можно
ознакомиться.



Ученый секретарь Совета

M 223752



На современном этапе развития техники одним из прогрессивных путей повышения работоспособности и надежности конструкций, машин и других изделий является применение высокопрочных сталей с пределом прочности около 200 кг/мм^2 . В Советском Союзе и за границей во многих отраслях машиностроения долгое время избегали применения для сварных изделий низколегированных сталей с пределом прочности $100\text{--}120 \text{ кг/мм}^2$, а тем более $160\text{--}230 \text{ кг/мм}^2$. Основным препятствием к их широкому использованию для сварных изделий многие специалисты считали образование в сварном соединении закаленных зон со структурой мартенсита, склонных к образованию холодных трещин, т.е. их низкую технологическую прочность. Как показала практика, холодные трещины при сварке высокопрочных сталей являются одним из наиболее распространенных дефектов и служат причиной внезапного аварийного разрушения сварных конструкций в процессе эксплуатации. Отсутствие трещин в сварных соединениях различных конструкций является обязательным условием их надежности и работоспособности.

Практика применения высокопрочных сталей показала, что без специальных мер предупреждения избежать появления холодных трещин не удастся. В настоящее время в производственных условиях нашли преимущественное применение следующие методы борьбы против образования холодных трещин: сварка с подогревом (предварительным или сопутствующим), применение режимов с высокими значениями тепловой энергии, незамедлительный высокий отпуск изделия после сварки и применение присадочного металла аустенитного класса.

При сварке изделия с подогревом до 300°C (иногда до 600°C) или на повышенной погонной энергии чаще всего повышается стойкость против холодных трещин, однако образующиеся при этом грубые продукты распада аустенита снижают механические свойства сварного соединения. При сварке же некоторых сталей существенно развиваются явления перегрева, при этом чрезмерное укрупнение зерна приводит к значительному снижению стойкости против холодных трещин, поэтому эффект подогрева или сварки на повышенной погонной энергии в этом случае оказывается отрицательным.

В связи с тем, что период с момента окончания сварки до момента зарождения трещин в некоторых случаях исчисляется минутами, рекомендуемый на производстве незамедлительный высокий отпуск после сварки часто не успевают провести своевременно по различным объективным и субъективным причинам и в изделиях образуются трещины. Одной из субъективных причин является фактор недостаточного соблюдения технологической дисциплины в процессе производства.

Применение высоколегированных электродных проволок аустенитного класса в большинстве случаев предупреждает появление трещин, но приводит к неравнопрочности металла шва с основным и вследствие этого к необходимости сварки по утолщенным кромкам и получению швов с большими усилениями. Это приводит к большому расходу высоколегированного электродного металла, к усложнению конструкции и технологии изготовления изделия и повышению ее себестоимости. Кроме того, от чрезмерного усиления швов ухудшаются эксплуатационные свойства изделия.

Таким образом, указанные методы борьбы против образования холодных трещин имеют ряд существенных недостатков, снижающих их эффективность, и не гарантируют полного отсутствия трещин. К этому следует добавить, что проведение указанных технологических мероприятий иногда очень затруднено или практически невозможно. К примеру, для крупногабаритных изделий проведение общего нагрева иногда затруднено из-за отсутствия соответствующего технологического оборудования или невозможно из-за недопустимых короблений в процессе нагрева. Кроме того, проведение нагрева резко осложняет технологический процесс сварки, а зачастую является практически невыполнимым вследствие особенностей конструкции.

Сварочные процессы обуславливают ряд специфических требований к составу, структуре и свойствам металлических сплавов. Практический опыт показал, что сопротивляемость околошовной зоны образованию холодных трещин в значительной мере определяется исходным состоянием стали перед сваркой, т.е. видом предварительной обработки (термической, термомеханической...), однако до настоящего времени этот вопрос весьма слабо исследован и поэтому не существует единого суждения о характере этого влияния, что не позволило разработать научно-обоснованных рекомендаций по регулированию структурного состояния стали перед сваркой.

Основной целью данной работы явилось исследование влияния исходного состояния на сопротивляемость холодным трещинам и разработка способа повышения сопротивляемости высокопрочных сталей образованию околошовных холодных трещин, свободного от указанных недостатков и представляющего интерес для промышленности. Эта прикладная задача, поставленная в настоящей работе, решалась на основе современных представлений в области фазовых превращений в сталях и технологической прочности при сварке. Задача решалась с привлечением методики испытания на холодные трещины (ЛТИ-2), металлографического, карбидного и локального микроспектрального анализов, дилатометрических, дюрметрических и магнитных исследований.

Работа состоит из введения, 4-х глав и выводов.

Глава первая содержит обзор литературы по физической природе холодных трещин при сварке и влиянию исходного состояния стали на сопротивляемость образованию околошовных холодных трещин.

В условиях сварки металл в зоне термического влияния претерпевает фазовые и структурные превращения. Особенно существенные и неблагоприятные изменения структуры и свойств металла происходят в околошовной зоне, характеризующейся высокими температурами нагрева и весьма крупным зерном. Особый интерес к изучению процессов, происходящих в околошовной зоне, объясняется тем, что от фазового состава и структуры металла в этой зоне зависят в наибольшей степени технологическая и эксплуатационная прочность сварных соединений и конструкций. Изменения структуры основного металла в околошовной зоне вызывают снижение пластичности и ударной вязкости, изменение напряженного состояния металла и образование холодных трещин.

Холодные трещины в высокопрочных сталях возникают в основном под влиянием трех факторов: структурных превращений, протекающих с образованием метастабильных хрупких структур типа мартенсита, остаточных растягивающих напряжений и охрупчивающего воздействия водорода. Как правило, холодные трещины возникают при относительно невысоких температурах (ниже 200°C), когда металл приобретает высокие упругие свойства, присущие ему при нормальных температурах. Условия образования холодных трещин при сварке позволяют рассматривать их как один из случаев замедленного разрушения закаленной стали под действием остаточных сварочных напряжений. Они зарождаются по границам зерен через некоторое время после сварки (от нескольких минут до нескольких суток) и затем медленно развиваются вдоль шва и по толщине свариваемого металла.

Холодные трещины являются типичным дефектом сварных соединений из легированных сталей перлитного и мартенситного классов, представляют собой хрупкое разрушение металла сварного соединения и образуются, если сталь в силу химического состава и термического воздействия при сварке претерпевает полную или частичную закалку. Опасность образования околошовных холодных трещин существует почти всегда при сварке сталей перлитного и мартенситного классов.

Существующие методы количественной оценки сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин основаны на теории замедленного разрушения. В настоящей работе количественная оценка сопротивляемости холодным трещинам производилась по методу ЛТП-2, который позволяет получить наиболее точную технологическую оценку

поведения металла при сварке.

О влиянии исходного состояния стали на сопротивляемость образованию холодных трещин в околошовной зоне имеется ограниченное количество работ как в отечественной, так и в зарубежной литературе, в которых лишь в принципе показано, что исходное состояние стали оказывает существенное влияние на сопротивляемость образованию холодных трещин. В работах исследовано ограниченное число исходных состояний на сталях только перлитного класса с использованием разными исследователями различных методов оценки технологической прочности (с помощью сварки разных технологических проб или испытания образцов внешними нагрузками), что затрудняет сопоставление результатов исследований при анализе этого вопроса. Физическая сущность вопроса слабо раскрыта, поэтому различными авторами даются противоречивые объяснения эффекту повышения сопротивляемости образованию холодных трещин в околошовной зоне. По мнению одних исследователей причина повышения сопротивляемости трещинам заключается исключительно в укрупнении карбидов, по мнению других - в образовании специальных карбидов легирующих элементов, приводящих к повышению начала мартенситного превращения и самоотпуску мартенсита и, как следствие, к менее жесткой закалке околошовной зоны.

Исходя из поставленной цели работы, на основе анализа отечественной и зарубежной литературы определены основные задачи диссертационной работы:

1. Исследование влияния широкого ряда возможных исходных состояний стали перед сваркой на сопротивляемость образованию холодных трещин в околошовной зоне.
2. Разработка способа повышения технологической прочности легированных конструкционных сталей, основанного на получении исходной структуры, обеспечивающей высокую сопротивляемость образованию холодных трещин в околошовной зоне.
3. Исследование физической природы влияния исходной структуры на сопротивляемость образованию околошовных холодных трещин при сварке.

Глава вторая посвящена исследованию влияния предварительной термической и термомеханической обработки на сопротивляемость образованию околошовных холодных трещин. Исследования проводились на высокопрочных сталях мартенситного и перлитного классов толщиной от 2 до 14 мм марок: КВК-42 (0,4%С...), 40ХГСА, 35ХГСА и 27ХГСНМЛ. Испытания на холодные трещины сварных образцов из тонколистовой стали КВК-42 толщиной 2 мм проводились на установке ЛТП2-5, испытания тавровых образцов - на установке ЛТП2-3.

В главе представлены результаты исследования влияния 20 различных исходных состояний сталей на сопротивляемость околошовным холодным трещинам. Исходное структурное состояние сталей регулировалось предварительной (до сварки) термической и термомеханической обработкой (часть результатов представлена в табл. I), при проведении которых руководствовались режимами, рекомендуемыми в справочной литературе. В главе представлены результаты металлографического и дилатометрического анализа основного металла в исходном состоянии и околошовной зоны. Проведенные исследования показали, что структурное состояние стали перед сваркой оказывает значительное влияние на сопротивляемость образованию околошовных холодных трещин (табл. I):

- 1) минимальную сопротивляемость имеет литой металл;
- 2) гомогенизация, нормализация с высоким отпуском и закалка с высоким отпуском литого металла не изменяют сопротивляемости образованию холодных трещин;
- 3) ковка литого металла повышает сопротивляемость образованию холодных трещин;
- 4) отжиг на пластинчатый перлит, закалка, закалка с различными отпусками и изотермический отжиг после закалки повышают сопротивляемость прокатного металла в разной степени. Однако, это повышение не очень значительное;
- 5) высоко- и низкотемпературная термомеханическая обработка оказывает незначительное (немонотонное в зависимости от степени деформации при ТМО) влияние на сопротивляемость образованию холодных трещин. ТМО с деформацией на 20% повышает показатель до уровня состояния закалки, на 40 и 60% - почти не влияет на сопротивляемость;
- 6) отжиг на зернистый перлит повышает сопротивляемость стали весьма значительно. С увеличением длительности отжига сопротивляемость возрастает;
- 7) последующая ковка снимает эффект отжига на зернистый перлит.

Доказано, что отжиг на зернистый перлит является наиболее эффективным из всех видов предварительной обработки металла. Сопротивляемость сталей 40ХГСА, 35ХГСА (толщиной 14 мм) и КВК-42 (толщиной 8 мм), равная нулю при сварке в состоянии поставки электродами перлитного и мартенситного классов (а стали КВК-42 - и при сварке аустенитными электродами), повышается весьма значительно в результате указанного отжига.

Показано, что при сварке сталей перлитного и мартенситного классов влияние влажности электродного покрытия не очень существен-

венно.

В результате проведенных исследований появилась ясность в вопросе о влиянии всевозможных видов предварительной обработки на сопротивляемость образованию околосовных холодных трещин. Влияние каждого вида обработки оценено количественно. Определено, что практической цели работы в наибольшей степени отвечает отжиг на зернистый перлит как наиболее эффективный вид обработки. Поэтому в дальнейших исследованиях наиболее тщательно изучалось влияние двух состояний: поставки и отжига на зернистый перлит, как состояний, обеспечивающих соответственно минимальную и максимальную сопротивляемость из всех исследованных.

Таблица I.

Сопротивляемость высокопрочных сталей образованию околосовных холодных трещин при сварке в зависимости от их исходного состояния (вида предварительной обработки)

№№ п/п	Вид предварительной обработки	Изменение показателя сопротивляемости сталей, по сравнению с состоянием поставки, кг/мм ² x)	Марки и толщины для которых определено влияние предварительной обработки
1	2	3	4
1.	Состояние поставки (прокатка + высокий отпуск при 680°C - 3 час.) $\sigma = 17 \text{ кг/мм}^2$	—	Сталь КВК-42, толщиной 2 мм, аргонодуговой сварка, присадочная проволока Св-18ХМА
2.	Закалка	+ 32	
3.	Закалка с низким отпуском (0н)	+ 37	
4.	Закалка с высоким отпуском (0в)	+ 43	
5.	ВТМО, 20% ^{хх})	+ 32	
6.	ВТМО, 40%	не изменяет	
7.	ВТМО, 60%	+ 10	
8.	НТМО, 20%	+ 24	
9.	НТМО, 40%	- 7	
10.	НТМО, 60%	+ 10	
11.	Отжиг на пластинчатый перлит	+ 62	
12.	Закалка + отжиг на пластинчатый перлит	+ 60	
13.	Отжиг на зернистый перлит при 740°C - 8 часов и более	+ 170	
14.	Литье + нормализация + 0в (состояние поставки) - $\sigma = 0$	—	
15.	Отжиг на зернистый перлит при: 700°C - 30 часов	+ 23	

1	2	3	4
2)	740°C - 8 часов	+ 12	Сталь 35ХГСА, толщина 14 мм, ручная дуговая сварка, электроды ИИЛТ-3М
3)	740°C - 16 часов	+ 28	
4)	740°C - 30 часов	+ 32	
5)	760°C - 30 часов	+ 27	
16. Отжиг на зернистый перлит при 740°C - 30 часов + :			
1) нормализация с 870°C + 0в		+ 10	Сталь 27ХГСА, толщина 6,5 мм, ручная дуговая сварка, электроды ИИЛТ-3М
2) закалка с 950°C + 0в		+ 10	
3) закалка с 870°C + 0в		+ 10	
17. Гомогенизация		не изменяет	Сталь 14 мм, ручная дуговая сварка, электроды ИИЛТ-3М
18. Закалка		не изменяет	
19. Состояние поставки 2(литье) $\phi = 33$ кг/мм		—	Сталь 27ХГСА, толщина 6,5 мм, ручная дуговая сварка, электроды ИИЛТ-3М
20. Литье + нормализация + 0в		не изменяет	
21. Литье + ковка (обжатие 40%)		+ 5	
22. Литье + отжиг на зернистый перлит при 700°C - 30 часов		+ 25	
23. Нормализация + отжиг на зернистый перлит при 700°C - 30 часов		+ 25	
24. Литье + отжиг на зернистый перлит при 700°C - 30 часов + ковка		+ 5	

х) + повышение; - понижение.

хх) ВТМО, 20% означает ВТМО с деформацией на 20%.

Глава третья посвящена изучению процессов, происходящих в высокопрочных сталях при отжиге на зернистый перлит и определению оптимального режима предварительной термической обработки. Обычно в литературе для всех сталей, кроме высокоуглеродистых, термообработку на зернистый перлит рекомендуется проводить при 700°C в течение 25-30 часов. Однако этот режим отжига, принятый нами в исследованиях, изложенных во второй главе работы и при котором получена высокая стойкость холодным трещинам, не мог являться оптимальным для всех сталей уже хотя бы потому, что значения критических точек Ac_1 значительно отличаются для разных сталей, а следовательно, в ряде случаев возможно было повысить температуру отжига, что привело бы к соответствующему возрастанию скорости коагуляции. Ускорение процесса коагуляции позволяет сократить время отжига на зернистый перлит и получить достаточное повышение показателя сопротивляемости. Поэтому, наряду с изучением процессов, происходя-

щих в стали при отжиге на зернистый перлит, прикладной задачей исследований; изложенных в третьей главе, являлось определение оптимального режима предварительного отжига, обеспечивающего максимальное повышение показателя сопротивляемости образованию холодных трещин в околошовной зоне при сварке.

Для определения оптимального варианта отжига на зернистый перлит и исследования процесса коагуляции образцы размером $10 \times 10 \times 10$ из исследуемых сталей подвергались отжигу разной продолжительности (0,5; 1; 2; 3; 5; 10; 15; 20; 25 и 30 часов) при различных температурах (от 680°C до 840°C с интервалом в 20°C) и исследованию их структуры и твердости до и после отжига. Сопоставление результатов измерения твердости образцов, представленных в виде графика в координатах "твердость – время отжига" (рис. 1), с данными микроструктурного анализа показало, что температуре, при которой достигается минимальная твердость, соответствует максимальная скорость коагуляции карбидов. Наибольшая скорость коагуляции и максимальное понижение твердости образцов обеспечиваются для сталей КВК-42 и 35ХГСЛ при температуре 740°C , для стали 27ХГСНМЛ – при 700°C , для стали 45 – при 720°C . Оптимальные температуры ($T_{\text{опт}}$) коагуляции исследованных сталей находятся на $15-35^{\circ}\text{C}$ ниже критической точки $A_{\text{сI}}$, т.е. в среднем $T_{\text{опт}} = A_{\text{сI}} - 25^{\circ}\text{C}$. Это расхождение $T_{\text{опт}}$ с $A_{\text{сI}}$ в работе объясняется влиянием на скорость коагуляции отношения содержания карбидообразующих элементов к количеству углерода, т.е. отношения Me/C . С увеличением содержания карбидообразующих легирующих элементов скорость коагуляции заметно падает, однако, если отношение Me/C остается ниже критического и в карбидной фазе сохраняется карбид цементитного типа, коагуляция еще протекает с достаточно большой скоростью. Если степень легирования соответствует отношению Me/C больше критического, то скорость коагуляции резко уменьшается. Таким образом, скорость коагуляции карбидов оказывается связанной с критической величиной отношения Me/C и соответственно с фазовым составом карбидов. Исчезновение из карбидной фазы цементита (при Me/C больше критического) приводит к резкому уменьшению скорости коагуляции.

Испытаниями сварных образцов на холодные трещины установлено, что после отжига при оптимальной температуре коагуляции обеспечивается максимальное повышение сопротивляемости сталей околошовным холодным трещинам (рис. 2), т.е. за оптимальную температуру отжига с целью повышения сопротивляемости холодным трещинам необходимо принимать ту температуру, при которой достигается минимальная твердость стали. Оптимальная продолжительность отжига на зернистый пер-

лит принимается равной периоду времени, при котором твердость стали понижается на $\frac{3}{4}$ от максимального понижения твердости, достигаемого отжигом при оптимальной температуре в течение 30 часов. Это соответствует 4-5 часам при 740°C для стали КВК-42 и 8-10 часам при 740°C для стали 35ХГСЛ.

Показано, что для комплекснолегированных сталей, содержащих углерода менее 0,3% (сталь 27ХГСНМЛ), предварительный отжиг на зернистый перлит при оптимальной температуре менее эффективен, чем для сталей, содержащих около 0,4% углерода (КВК-42, 35ХГСЛ), а для сталей без карбидообразующих элементов (сталь 45) - неэффективен.

В главе изложены результаты исследования типа карбидов, образующихся в процессе отжига на зернистый перлит при оптимальной температуре. Проведенный рентгеноструктурный анализ карбидного порошка показал, что в результате отжига на зернистый перлит в течение 8 и более часов в комплекснолегированных сталях, содержащих около 1% хрома, образуются карбиды типа $(\text{Fe C}_2)_3\text{C} + \text{C}_2\text{C}_3$, а в сталях, содержащих около 2% хрома - карбиды типа C_2C_3 .

Глава четвертая посвящена анализу физической природы влияния исходного состояния на сопротивляемость образованию околосовных холодных трещин.

На основании результатов исследований, изложенных в главах I-III, было сделано предположение, что эффект предварительной термообработки обуславливается изменением процессов гомогенизации, роста зерна и превращения аустенита в околосовной зоне.

Проведенные в работе металлографические исследования структуры основного металла в различных исходных состояниях (в 28-и состояниях), типа карбидов в стали в состоянии поставки и после коагуляции, процессов аустенизации и гомогенизации при сварке, кинетики гамма-альфа превращения, структуры, количества остаточного аустенита и твердости околосовной зоны позволили выявить физическую природу влияния исходного состояния стали на сопротивляемость образованию околосовных холодных трещин.

Из работ Н.Н.Прохорова, М.Х.Норморова, А.М.Макары, Э.Л.Макарова и др. известно, что повышению сопротивляемости стали образованию холодных трещин способствует смещение начала и конца мартенситного превращения в сторону более высоких температур, уменьшение размера зерна, снижение количества мартенсита и увеличение содержания продуктов промежуточного превращения и остаточного аустенита в структуре околосовной зоны. При одинаковых параметрах термического цикла околосовной зоны указанные факторы в основном зависят от состава аустенита, от незавершенности процесса аустенизации и гомогенизации.

Проведенные исследования показали, что при сварке комплексно-легированных высокопрочных сталей исходная неоднородность и дисперсность структуры свариваемого металла оказывают значительное влияние на процессы аустенизации и гомогенизации в околосшовной зоне (вследствие малой скорости диффузии легирующих элементов в аустените). Чем грубее исходная структура (крупнее карбиды и большее расстояние между ними), тем в большей степени замедляются процессы аустенизации и гомогенизации. Однако эти процессы особенно сильно замедляются при наличии в структуре стали специальных карбидов, образующихся в процессе отжига на зернистый перлит. В работе показано, что критические точки A_{c1} и A_{c3} (при скорости нагрева $200^\circ\text{C}/\text{сек}$) значительно смещаются вверх по температурной шкале, если сталь подвергалась предварительному отжигу на зернистый перлит. Металлографическими исследованиями показано, что на расстоянии более 0,45 мм от линии сплавления в структуре околосшовной зоны стали КВК-42, предварительно обработанной по оптимальному режиму отжига, сохраняется большое количество нерастворившихся или частично растворившихся в аустените карбидов. Исследования химической микро-неоднородности околосшовной зоны стали 35ХГСА, проведенные методом локального микроспектрального анализа на "Комеке", показали, что в случае сварки стали в состоянии поставки участок околосшовной зоны, в котором произошла гомогенизация аустенита по углероду, почти в 2,5 раза шире, чем при сварке стали в состоянии отжига на зернистый перлит. Неполная аустенизация и гомогенизация околосшовной зоны в случае сварки исследованных сталей после отжига по оптимальному режиму термообработки объясняется наличием в структуре укрупненных карбидов хрома Cr_7C_3 и легированного цементита $(\text{FeMe})_3\text{C}$, полное растворение которых затруднено при кратковременном воздействии сварочного термического цикла из-за сравнительно низкой скорости диффузии легирующих элементов в аустените (на 4 порядка меньше, чем у углерода).

При сварке процессы гомогенизации в околосшовной зоне сопровождаются ростом зерна аустенита. Запаздывание по температуре процессов аустенизации и гомогенизации и сохранение карбидов до весьма высоких температур ($> 1300^\circ\text{C}$ при сварке стали КВК-42 после отжига при 740°C -8 час) оказывают тормозящее влияние на рост зерна аустенита в околосшовной зоне (барьерный эффект нерастворенных частиц второй фазы). Это приводит к получению более мелкозернистой структуры в околосшовной зоне (в 2+2,5 раза). Уменьшение зерна околосшовной зоны способствует снижению концентрации напряжений на стыке 3-х зерен, возникающей при вязком скольжении по границам зерен и, вследствие этого, к большей сопротивляемости металла околос-

шовной зоны образованию холодных трещин.

Степень гомогенизации и размер аустенитного зерна оказывают весьма значительное влияние на устойчивость переохлажденного аустенита и кинетику мартенситного превращения: с увеличением степени гомогенизации и размера устойчивость аустенита возрастает, что способствует увеличению скорости мартенситного превращения и количества мартенсита в зерне. Дилатометрические исследования показали, что при сварке исследованных в работе высокопрочных сталей в различных исходных состояниях замедление процессов аустенизации, гомогенизации и роста зерна в околошовной зоне способствует повышению $T_{\gamma \rightarrow \alpha}$ превращения (рис. 3). Значительное замедление указанных процессов при сварке стали с грубой структурой зернистого перлита приводит на участках высоких температур ($> 1300^{\circ}\text{C}$) к весьма существенному повышению температуры начала гамма-альфа превращения и образованию бейнитно-мартенситной структуры с большим количеством остаточного аустенита (в 2 раза больше, чем при сварке в состоянии поставки). С увеличением степени легированности и количества специальных карбидов в стали указанные процессы приводят к еще более резкому изменению характера превращения и образованию вместо мартенсита закалки (при сварке в состоянии поставки) структур перлитного типа (сорбит, троостит) в случае сварки в состоянии отжига на зернистый перлит при оптимальной температуре коагуляции.

На участках более низких температур ($900^{\circ}\text{C} \div 1000^{\circ}\text{C}$) вследствие неполного растворения карбидов и обедненности аустенита углеродом и легирующими элементами происходит превращение перлитного типа (твердость дилатометрических образцов, охлажденных с указанных температур, равна $269+337 \text{ HV}_{10}$ в зависимости от степени коагуляции карбидов при предварительной термической обработке стали КВК-42). При этом превращение идет по перлитному типу как за счет малой устойчивости обедненных углеродом и легирующими элементами участков аустенита, так и за счет ускорения превращения нерастворенными карбидами, являющимися готовыми центрами образования δ -фазы. В указанных участках околошовной зоны остается еще больше непревращенного аустенита, чем в участках с $T_{\text{max}} \geq 1300^{\circ}\text{C}$.

Увеличение количества остаточного аустенита приводит к понижению твердости околошовной зоны, к большей пластичности металла и возможности релаксации напряжений.

Указанное изменение характера $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения вследствие неполной аустенизации, гомогенизации и уменьшения размера зерна приводит к резкому сокращению в околошовной зоне ширины участка с мартенситной структурой (для стали КВК-42 - $7 \div 8$ раз). Это приводит к снижению напряженного состояния в околошовной зоне сварных соедине-

ний и резкому повышению сопротивляемости образованию холодных трещин. Таким образом предварительная термообработка стали, затрудняющая протекание процессов аустенизации и гомогенизации в околосшовной зоне и, вследствие этого, приводящая к изменению характера гамма-альфа превращения, значительно повышает сопротивляемость образованию околосшовных холодных трещин. С увеличением содержания углерода и степени легированности стали эффективность предварительной термообработки повышается. Указанная обработка наиболее эффективна для сталей, характеризующихся весьма низкой сопротивляемостью образованию околосшовных холодных трещин.

При сварке стали, подвергнутой предварительной высоко- и низкотемпературной термомеханической обработке с деформацией на 20%, кинетика мартенситного превращения в околосшовной зоне соответствует кинетике превращения аустенита при сварке стали в состоянии закалки с низким отпуском. Этим объясняются равные значения показателя сопротивляемости трещинам в указанных состояниях. С повышением степени деформации при ТМО показатель понижается, что объясняется снижением температуры начала мартенситного превращения вследствие более полной гомогенизации околосшовной зоны из-за ускорения в деформированном металле $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при нагреве (максимальное ускорение имеет место при деформации 40%).

В главе показано, что механические свойства отожженных на зернисты й перлит сталей полностью восстанавливаются последующей упрочняющей термической обработкой.

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Несмотря на наличие большого количества методов, повышающих сопротивляемость образованию холодных трещин (подогрев, отпуск после сварки, применение аустенитной проволоки, сварка на повышенной погонной энергии и др.), задача их предупреждения при сварке высокопрочных сталей не решена до настоящего времени. Одни из существующих методов применимы только в частных случаях сварки некоторых изделий, другие — мало технологичны и экономически не выгодны. Перспективным представляется метод повышения сопротивляемости сталей холодным трещинам путем целенаправленного регулирования структурного состояния стали до сварки.

2. В настоящей работе исследовано влияние различных видов предварительной термической, термомеханической и горячей механической обработки (гомогенизации, отжига на зернистый и пластинчатый перлит, закалки с различными отпусками, нормализации,ковки, высоко- и низкотемпературной термомеханической обработки с различными степенями деформации и др.) на сопротивляемость образованию околосшовных холодных трещин при сварке. (Всего 28 различных состояний сталей КВК-42,

40ХГСЛ, 35ХГСЛ, 27ХГСНМЛ и стали 45). Влияние каждого вида обработки оценено количественно. (см. таблицу I).

3. Показано, что сопротивляемость высокопрочной стали может быть значительно повышена с помощью предварительной термической обработки. Максимальное повышение показателя сопротивляемости образованию холодных трещин обеспечивает термическая обработка на зернистый перлит. Так, например, для литых сталей 40ХГСЛ и 35ХГСЛ толщиной 14 мм отжиг на зернистый перлит увеличивает показатель от нуля до 32 кгс/мм², а для стали КВК-42 толщиной 2 мм — от 17 до 180-190 кгс/мм². В последнем случае образование холодных трещин в условиях аргоно-дуговой сварки полностью исключается. Установлено, что эффект при термической обработке зависит от температуры и продолжительности отжига.

4. Предложена методика определения оптимального режима термической обработки на зернистый перлит для получения максимальной сопротивляемости околосварной зоны образованию холодных трещин, согласно которой оптимальный режим определяется по кинетике изменения твердости серии образцов — темплетов небольших размеров в процессе отжига в диапазоне температур 680-800°С с интервалом 10-20° в течение 2, 4, 8, 16 и 30 часов. Оптимальному режиму отжига соответствует температура, при которой достигается минимальная твердость стали и время, в течение которого твердость образцов понижается на 3/4 от максимального понижения твердости, получаемого отжигом в течение 30 часов при оптимальной температуре. Это соответствует 4+16 часам в зависимости от содержания в стали углерода и легирующих элементов: для стали КВК-42 — 4+5 часам, а для стали 35ХГСЛ — 8+10 часам. Анализ соотношения критических точек A_{c1} и значений оптимальных температур для ряда сталей показал, что оптимальная температура в среднем равна $A_{c1}-25^{\circ}\text{C}$ и соответствует оптимальной температуре коагуляции.

5. Установлено, что указанный отжиг наиболее эффективен для легированных конструкционных сталей перлитного и мартенситного класса с содержанием углерода 0,3% и более при наличии не менее одного легирующего карбидообразующего элемента (Сг, Мо, V или W) и содержании его не менее 1%. Для сталей без карбидообразующих легирующих элементов предварительная термообработка на зернистый перлит не эффективна (например, для стали 45).

6. Проведено изучение физической сущности влияния исходного состояния на сопротивляемость холодным трещинам с помощью металлографического, dilatометрического, магнитного, карбидного и локального микроспектрального анализов. В результате получены качественно новые данные, объясняющие влияние исходной структуры на сопротивляемость холодным трещинам.

Показано, что в результате отжига на зернистый перлит при оптимальной температуре коагуляции в комплекснолегированных сталях, содержащих около 1% хрома, образуются карбиды типа $(FeMe)_3C + C_2C_3$ а в сталях, содержащих около 2% хрома – карбиды типа C_2C_3 . Эффект отжига на зернистый перлит (на образование и укрупнение специальных карбидов) объяснен совокупностью следующих факторов:

а) значительным замедлением процесса аустенизации и гомогенизации околосшовной зоны при нагреве на участках высоких температур (около $1300^{\circ}C$), приводящем к повышению температуры начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и образованию бейнитно-мартенситной структуры, а для некоторых сталей (например, для КВК-42) к еще более резкому изменению характера превращения и образованию вместо мартенсита закалки структур перлитного типа (сорбит, троостит);

б) неполным растворением карбидов на участке более низких температур ($900-1000^{\circ}C$) и, вследствие этого, образованием обедненного углеродом и легирующими элементами аустенита, приводящего к превращению перлитного типа;

в) резким сокращением ширины закаленного участка зоны термического влияния (в 7-8 раз), обусловленному вышеуказанным изменением характера превращения аустенита, что приводит к снижению напряжений II-го рода;

г) понижением твердости и повышением пластичности в зоне, непосредственно примыкающей к металлу шва, вследствие образования мартенситно-бейнитной структуры с большим количеством остаточного аустенита (в 1,5-2 раза большим, чем при сварке в состоянии поставки);

д) уменьшением размера зерна в околосшовной зоне (в 2-2,5 раза) вследствие тормозящего действия карбидов на рост аустенитного зерна, приводящем к снижению концентрации напряжений на стыке 3-х зерен, возникающей при вязком скольжении по границам зерен в процессе замедленного разрушения.

7. Показано, что термомеханическая обработка не оказывает существенного влияния на сопротивляемость стали образованию холодных трещин при сварке. Установлено, что после термомеханической обработки минимальная сопротивляемость стали ^{КВК-Уг} ($10-12 \text{ кгс/мм}^2$) соответствует НТМО с деформацией на 40%; а максимальная (55 кгс/мм^2) – ВТМО с деформацией на 20%. Последняя соответствует показателю сопротивляемости стали в состоянии закалки с низким отпускком.

8. Предложенный способ повышения сопротивляемости сталей образованию холодных трещин путем предварительной термической обработки на зернистый перлит опробован на производстве на сварных узлах из стали 35ХГСА и получены положительные результаты. Способ

внедрен на предприятиях и включен в технологические карты изготовления изделий.

Разработаны рекомендации по применению результатов работы на предприятиях машиностроительной, авиационной и судостроительной промышленности.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. Макаров Э.Л., Федоров В.Г., Цориев С.О., Лазыко В.Е. Холодные трещины в литых высокопрочных сталях при сварке. Тезисы докладов Всесоюзного научно-технического совещания "Прогрессивные методы сварки и наплавки в черной металлургии и машиностроении", НТО, Машпром, г. Кданов, 1972.
2. Макаров Э.Л., Федоров В.Г., Цориев С.О. Влияние исходной структуры высокопрочных сталей на сопротивляемость образованию холодных трещин. Тезисы докладов У Дальневосточной научно-технической конференции "Совершенствование и развитие сварочного производства", НТО Машпром, г. Хабаровск, 1972.
3. Макаров Э.Л., Федоров В.Г., Якушина Г.М., Цориев С.О. Способы повышения сопротивляемости сталей образованию холодных трещин при сварке. Тезисы докладов Всесоюзной межвузовской конференции "Прочность сварных конструкций и точность их изготовления", МВТУ им. Баумана, 1973.
4. Макаров Э.Л., Цориев С.О. Влияние термомеханической обработки на технологическую прочность комплекснодегированных сталей. "Известия высших учебных заведений", М., "Машиностроение", 1973, № 2.
5. Макаров Э.Л., Федоров В.Г., Цориев С.О. Исследование возможности повышения технологической прочности стали предварительной термической обработкой. "Известия высших учебных заведений", М., "Машиностроение", 1973, № 7.

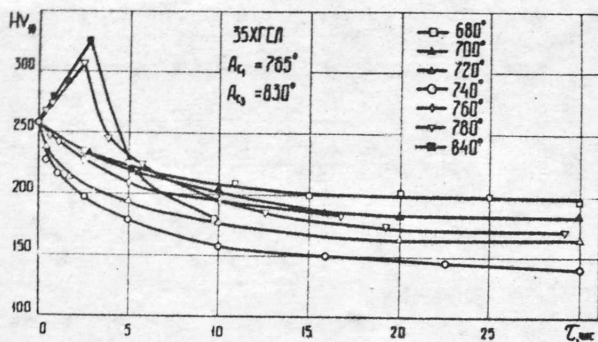


Рис. 1. Зависимость твердости стали от времени и температуры отжига.

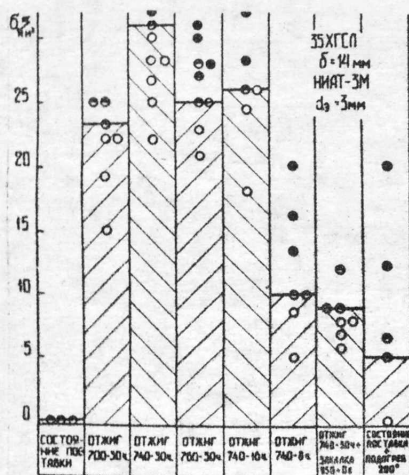


Рис. 2. Влияние исходного состояния стали на сопротивляемость околошовным холодным трещинам.

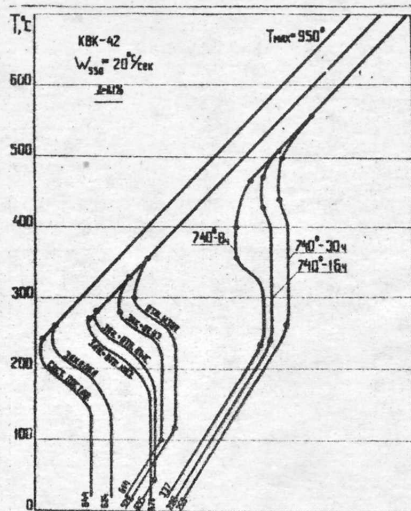


Рис. 3. Влияние исходного состояния стали на кинетику превращения аустенита в околшовую зону.