

М219904

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

ЯКУШИНА Галина Михайловна

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ МЕТАЛЛА
ШВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ОБРАЗОВАНИЮ
ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН ПРИ СВАРКЕ

(05.04.05 — Технология и машины сварочного производства)

Автореферат

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук



1219904

Якушина Г.М. Исследование

Работа выполнена в Московском высшем техническом училище имени Н. Э. Баумана.

Научный руководитель —
к. т. н., доц. Макаров Э. Л.

Официальные оппоненты:
д. т. н. Лившиц Л. С., к. т. н. Шубин Ф. В.

Ведущее предприятие указано в решении Ученого Совета.

Автореферат разослан « 14 » янв. 1974 г.

Заседание состоится « » 197 г.

на заседании Совета

Московского высшего технического училища им. Н. Э. Баумана: г. Москва, 107005, 2-я Бауманская ул.

Ваши отзывы в 2-х экз., с
сдать по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться

Ученый секретарь Совета

М219904

Высокопрочные комплекснолегированные стали являются перспективным материалом широкого назначения. Одной из основных трудностей при сварке этих сталей является повышенная склонность к образованию холодных трещин, которая, как правило, возрастает при легировании металла с целью увеличения прочности. Так, например, в сварных швах комплекснолегированных сталей, имеющих предел прочности 180-190 кг/мм², вероятность появления холодных трещин весьма велика.

Улучшение свариваемости высокопрочных сталей является актуальной задачей т.к. должно способствовать созданию надежных сварных конструкций для новой техники, обладающих высокими эксплуатационными параметрами.

Холодные трещины представляют собой случаи замедленного разрушения металла. Образование холодных трещин происходит непосредственно после сварки в закаленных околосшовной зоне или шве в результате упруго-вязкого скольжения по границам аустенитных зерен в процессе длительного воздействия остаточных сварочных напряжений.

Большой вклад в исследование проблемы холодных трещин внесли работы Н.Н.Прохорова, М.Х.Шоршорова, А.М.Макары, Э.Л.Макарова, Г.Л.Петрова, А.Х.Коттрелла, Д.Хансона и др.

Однако до настоящего времени проблема борьбы с холодными трещинами не является окончательно решенной. Так устранение этого дефекта за счет подогрева или отпуска усложняет технологию и снижает производительность, а использование аустенитных присадочных материалов не обеспечивает равнопрочности сварного соединения, особенно при сварке высокопрочных сталей. Для указанных сталей наиболее целесообразно использование присадочных материалов, близких по составу к основному металлу. При этом возникает опасность появления холодных трещин преимущественно в металле шва; предотвращение разрушений этого вида является сравнительно новой и мало исследованной проблемой.

Имеются основания считать, что сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин, при прочих равных условиях, зависит от структуры, формирующейся в результате процессов, происходящих в металле при кристаллизации и последующем охлаждении.

Однако вклад каждого процесса в формирование структуры металла и его сопротивляемости холодным трещинам недостаточно изучен; это препятствует разработке научно-обоснованных способов борьбы с холодными трещинами в металле шва.

Целью настоящей работы явилась установление связи между

строением литого металла шва, которое зависит от состава и режима сварки, и его сопротивляемостью образованию холодных трещин.

В задачи исследования входило:

1. Уточнить структурные очаги зарождения холодных трещин в литом металле шва.
2. Исследовать влияние режима сварки на склонность к образованию холодных трещин в металле шва высокопрочных комплекснолегированных сталей.
3. Изучить влияние отдельных легирующих элементов в комплекснолегированных сталях на склонность металла шва к образованию холодных трещин.

1. Исследование очагов и траекторий холодных трещин в литом металле шва

Накопленные данные по исследованию процесса образования холодных трещин в околошовной зоне свидетельствуют о том, что очаги трещин возникают по границам аустенитных зерен. Для металла шва до настоящего времени нет общепринятых мнений о том, что каким элементам литой структуры образуются очаги холодных трещин и какое строение металла шва обеспечивает наибольшую сопротивляемость при замедленном разрушении.

В данном разделе работы исследовали первичную, а также вторичную структуру металла шва и связь очагов холодных трещин с элементами структуры.

В качестве материала для исследования использовали высокопрочные комплекснолегированные стали 28ХЗСНМБФА, 33ХЗСНМБФА, 43ХЗСНМБФА, 30Х2ГСНВМ, 42Х2ГСНМА30ХГСА, толщиной 2-3 мм, в швах которых при сварке образуются холодные трещины.

Образцы из этих сталей сваривали в среде аргона неплавящимся электродом без присадки. Скорость сварки 5-8 м/час. Иницирование холодных трещин и определение сопротивляемости их образованию производилось по методике ЛТН 2, заключающейся в испытании образцов после сварки длительнодействующей (до 24 часов) постоянной нагрузкой. Испытание проводилось по схеме изгиба распределенной нагрузкой круглой пластины со сварным швом, расположенным по диаметру. После испытания из образцов вырезали темплеты и изготавливали шлифы, на которых исследовали первичную и вторичную структуру.

При исследовании первичной структуры было отмечено, что очаги трещин, возникшие в металле шва, судя по макроструктуре располагаются, как правило, в зонах срастания кристаллитов, однако при

микроскопическом исследовании отчетливо наблюдается несовпадение траекторий трещин с контурами элементов первичной структуры. Для анализа причин этого несоответствия исследовали связь между траекториями холодных трещин и вторичной структурой металла шва. При травлении швов на вторичную структуру выявляли границы зерен и мартенситную структуру металла в объеме зерен. Представляло интерес исследовать связь между первичной и вторичной структурой. С этой целью на шлифах, програвленных на вторичную структуру, по периметру границ наносили ряд наколов алмазной пирамидой на приборе ПМТ-3. После переполіровки шлифа и травления на первичную структуру удавалось выявить элементы структуры кристаллизации с сохранившимися следами наколов. Совмещением фотографий первичной и вторичной структуры по отпечаткам и переносом контуров границ на фотографии первичной структуры выявилось взаимное расположение зон срастания кристаллитов и границ зерен. При этом установлено, что зерна металла по форме и размерам близки к кристаллитам, но границы зерен по сравнению с контурами стыков кристаллитов более прямолинейны и отсекают выступающие вершины отдельных дендритов и ячеек или их групп. Схема несоответствия контуров элементов первичной структуры и границ зерен приведена на рис. 1. Схема представляет собой зарисовку структуры в центре шва стали 42Х2ГСНМА.

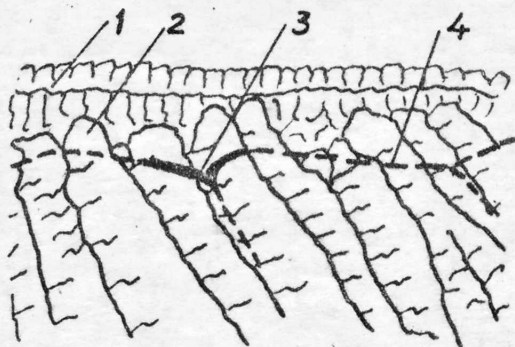


Рис. 1. Схема взаимного расположения зоны срастания кристаллитов (1 - осевой, 2 - боковые), границы аустенитных зерен (3) и очага трещины (4)

Наблюдения показали, что наибольшее несовпадение границ зерен и контуров кристаллитов наблюдается в центре шва, имеющего осевой кристаллит. При этом отмечено, что осевой кристаллит

и отсеченные границей участки боковых кристаллитов образуют единое зерно в центре шва. Характерно, что отсеченные границей участки боковых кристаллитов имеют кристаллографическую ориентировку общую с осевым кристаллитом. Об этом свидетельствует одинаковая травимость по сечению зерна, обнаруживаемая по селективному отражению света от поверхности шлифа, а также одинаковая ориентировка мартенситных пластин по всему сечению зерна. При переходе через границу зерна ориентация мартенситных пластин изменяется. Одинаковая ориентация мартенситных пластин в пределах зерна свидетельствует о том, что совпадение кристаллографической ориентации в основном кристаллите и прикинувшим к нему вершинам соседних кристаллитов было достигнуто до начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, т.к. известно, что кристаллографическая ориентация решетки мартенсита и аустенита находятся в строгом соответствии.

Таким образом, можно считать, что границы обнаруживаемые при травлении литого металла шва являются границами первичного аустенитного зерна.

В сварных швах комплекснолегированных сталей границы аустенитных зерен располагаются преимущественно вблизи зон срастания кристаллитов, а также в участках изменения направления роста кристаллитов. Границы аустенитных зерен в отдельных случаях хорошо травятся, что свидетельствует о высоком уровне их микро-неоднородности. Микро-неоднородность по границам аустенитных зерен косвенно оценивали по степени их травимости $K = \frac{1}{n}$, где n — число травлений до выявления границы.

В результате анализа вторичной структуры швов, имеющих трещины, удалось установить, что очаги трещин совпадают с границами аустенитных зерен, а сопротивляемость холодным трещинам связана со степенью развития микро-неоднородности по границам: чем выше их травимость, тем ниже сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин.

На основании вышеизложенного можно указать факторы, способствующие повышению сопротивляемости литого металла шва образованию холодных трещин.

1. Изменение характера кристаллизации металла шва, приводящее к измельчению кристаллитов и соответственно аустенитных зерен.

2. Подавление процессов, приводящих к увеличению микро-неоднородности на границах аустенитных зерен.

Для управления процессом формирования границ необходимы сведения о механизме их образования. Однако этот вопрос до настоящего времени является предметом дискуссии. Можно считать, что во всех случаях для образования хорошо сформировавшихся, четко травящихся границ, смещенных, как правило, относительно контуров элементов первичной структуры, необходимы условия достаточного развития диффузионных процессов. Воздействие на диффузионные процессы путем легирования металла или регулирования режима сварки может влиять на степень развития микронеоднородности по границам и соответственно изменить сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин.

Влияние режима сварки на сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин

Сварку исследуемых высокопрочных сталей производят обычно на скоростях не более 20 м/час. Одной из причин ограничения скорости сварки является мнение о повышении вероятности возникновения холодных трещин вследствие увеличения скорости охлаждения, приводящей к упрочнению шва. Фактически, вопрос влияния режима сварки на сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин является весьма сложным, т.к. наряду с упрочнением шва (увеличением твердости) изменяется и строение шва.

Исследование влияния режима сварки были проведены на ряде указанных выше комплекснолегированных сталей, а также на 13% хромистых сталях IX13, 2X13 и 4X13. Скорость сварки изменяли от 5 до 50 м/час. Режим стремились подобрать с таким расчетом, чтобы обеспечить полный провар и, по возможности, одинаковую ширину шва со стороны действия источника тепла. Для этого величину сварочного тока изменяли от 50 до 250 а, а длину дуги от 1 до 3 мм. При этом погонная энергия уменьшалась примерно в 2-3 раза. Сварку образцов осуществляли в массивном медном приспособлении с тем, чтобы получить при различных скоростях сварки термические циклы с близкими параметрами и тем самым по возможности исключить различие в кинетике фазовых превращений и отчетливее выявить влияние первичной структуры.

Для определения сопротивляемости образованию трещин на каждом из исследуемых режимов сваривали и подвергали испытанию по методу ЛТН-2 партию образцов в количестве 8-12 штук. Результаты испытаний представлены на рис. 2. Из рассмотрения результатов

видно, что характер влияния режима сварки на сопротивляемость образованию холодных трещин в металле шва неодинаков для различных сталей. По характеру этого влияния испытанные стали можно разделить на две группы. Для сталей первой группы, содержащих углерод от 0,3% и более увеличение скорости сварки в пределах от 5 до 50 м/час приводит к возрастанию сопротивляемости образованию холодных трещин. Для сталей второй группы, содержащих менее 0,3% углерода — к ее снижению.

Важно подчеркнуть, что указанные две группы сталей различаются и по траектории разрушения. В швах сталей I группы на всех режимах сварки образуются преимущественно продольные трещины в центральной зоне шва, а в швах сталей II группы — поперечные трещины.

Уровень показателя также существенно отличен: для сталей I группы он колеблется в пределах от 15 до 55 кгс/мм², а для сталей II группы от 45 до 100 кгс/мм².

Для объяснения отмеченных изменений показателя произведен анализ влияния режима на основные факторы, определяющие сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин. Одним из важных факторов в этом плане является фазовый состав металла шва. Результаты измерений твердости свидетельствуют, что для большинства исследуемых сталей имеет место мартенситная структура шва. Наряду с этим отмечено увеличение твердости шва при возрастании скорости сварки. Уровень твердости определяется содержанием углерода. Для сталей I группы при увеличении скорости сварки от 5 до 50 м/час твердость швов изменяется в пределах от 600 до 800 ед. HV, а для сталей II группы от 300 до 600 ед. HV.

Необходимо отметить, что для сталей II группы снижение сопротивляемости холодным трещинам сопровождается некоторым упрочнением шва, а для сталей I группы повышение сопротивляемости имеет место при одновременном упрочнении шва. На основании этого следует считать, что упрочнение металла шва не всегда способствует снижению сопротивляемости холодным трещинам и не может быть признано решающим фактором.

Одним из факторов, существенно изменяющимся в зависимости от скорости сварки, является первичная структура шва. Известно, что тип первичной структуры определяется параметрами, обуслов-

6.

ливающей величину концентрационного переохлаждения: скоростью кристаллизации, градиентом температур и содержанием легирующих элементов с малым коэффициентом распределения.

Наиболее существенные изменения первичной структуры отмечены для комплекснолегированных сталей I группы. Для этих сталей при скорости сварки 5 м/час характерным является ячеисто-дендритный тип кристаллизации, при котором группы параллельно растущих дендритных ячеек образуют крупные кристаллиты, ориентированные в центральной зоне шва преимущественно вдоль его оси. Увеличение скорости сварки до 25 м/час сопровождается некоторым изменением строения шва, а именно: кристаллизационная структура становится более разветвленной за счет существенного развития ветвей второго порядка, а столбчатые кристаллиты, прорастающие от периферии шва, становятся более прямолинейными и сростаются в центре шва. Размер кристаллитов несколько уменьшается. Дальнейшее увеличение скорости сварки приводит к преимущественному развитию в центре шва равноосных дендритов - полиэдров.

Исследование швов сталей, относящихся ко II группе, свидетельствует о том, что для них увеличение скорости сварки от 5 до 50 м/час сопровождается переходом от неустойчивой ячеистой к ячеисто-дендритной структуре.

Из анализа вышеизложенного следует, что минимальная сопротивляемость холодным трещинам присуща швам, имеющим ячеисто-дендритный тип кристаллизации. Изменение первичной структуры швов за счет скорости сварки как в сторону образования равноосной дендритной структуры, так и в сторону неустойчивой ячеистой структуры, сопровождается повышением сопротивляемости металла шва образованию холодных трещин.

Для объяснения влияния первичной структуры на сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин следует иметь ввиду отмеченный выше факт связи очагов холодных трещин с границами аустенитного зерна.

В этом плане минимальная сопротивляемость образованию холодных трещин швов комплекснолегированных сталей I группы, имеющих ячеисто-дендритный тип кристаллизации может быть объяснена следующими факторами: I) значительным развитием физической и микрохимической неоднородности по границам аустенитных

зерен, о чем свидетельствует их повышенная травимость; 2) крупнозернистым строением шва с протяженными линейными границами аустенитных зерен; по которым облегчено межзеренное проскальзывание.

Повышение показателя сопротивляемости швов образованию трещин при переходе к развитой дендритной структуре связано с уменьшением физикохимической неоднородности по границам аустенитных зерен, мелкозернистым строением шва, при котором граница зерен значительно фрагментированы, т.е. состоят из коротких извилистых участков. Приведенные выше данные позволяют считать, что для исследуемых высокопрочных сталей, швы которых имеют мартенситную структуру, сопротивляемость образованию холодных трещин в существенной степени зависят от первичной структуры металла шва, которая определяет состояние границ аустенитных зерен.

Влияние легирующих элементов на сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин при сварке

Одним из способов повышения сопротивляемости шва образованию холодных трещин является рациональное легирование. Целью данного раздела работы явилось установление характера влияния отдельных легирующих элементов в комплекснолегированных сталях на структуру металла шва и его сопротивляемость образованию холодных трещин.

Исследования проводились на экспериментальных плавках сталей системы ХГСНМА. В исследуемых плавках варьировалось содержание легирующих элементов, входящих в марочный состав и дополнительно вольфрама, кобальта и меди. Влияние каждого элемента изучалось на сталях одной плавки. Это позволяло выдержать постоянным содержание остальных элементов.

Сварка производилась по указанной ранее технологии на режиме, соответствующем скорости сварки 8 м/час. Малая скорость сварки была выбрана с целью получения минимальной сопротивляемости холодным трещинам.

Результаты испытаний приведены на рис. 3. Учитывая, что все испытуемые материалы имели равную толщину, сравнительную оценку показателя производили по критическому давлению ($P_{кр}$ $\frac{кгс}{см^2}$),

Испытания показали, что все исследуемые элементы по характеру

8.



Рис. 2. Влияние скорости сварки на сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин для различных сталей

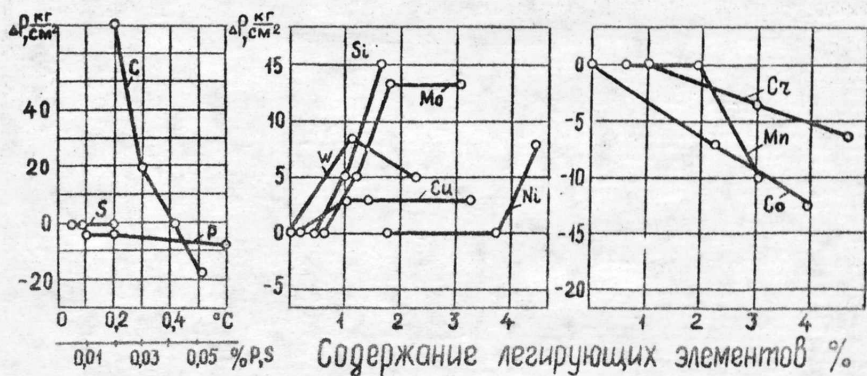


Рис. 3. Сводный график влияния легирующих элементов на изменение показателя сопротивляемости холодным трещинам металла шва стали системы легирования X13HMA

их влияния на сопротивляемость образованию холодных трещин делится на две группы: повышающие и понижающие этот показатель. При этом необходимо отметить, что некоторые элементы могут приводить и к повышению и к понижению показателя в зависимости от их содержания в стали. Наиболее резкое снижение сопротивляемости образованию холодных трещин имеет место при увеличении содержания углерода от 0,10 до 0,50%. К снижению этого показателя приводит также легирование марганцем (свыше 2,0%), хромом, кобальтом и вольфрамом (свыше 1,0%). Снижение показателя наблюдается при увеличении фосфора в пределах от 0,01 до 0,06%.

Повышение показателя имеет место при увеличении содержания молибдена, кремния, вольфрама (до 1,0%) и никеля (более 3,5%). Введение меди до 3,2% дает слабое возрастание показателя. Показатель сопротивляемости не изменяется при легировании марганцем до 2,0% и никелем до 3,5%.

Для объяснения полученных зависимостей по влиянию легирующих элементов на сопротивляемость образованию холодных трещин проводилось металлографическое исследование строения шва, измерение его твердости, изучение дилатометрических характеристик и измерение количества остаточного аустенита. Эти исследования позволили отметить следующее: увеличение содержания ряда элементов (Mo, Si, Cu) вызвало изменение как первичной, так и вторичной структуры шва, а именно переход от ячеисто-дендритного к дендритному строению шва и соответственно измельчение аустенитных зерен, а также уменьшение микронеоднородности по границам зерен. Эти изменения подобны тем, которые были получены вследствие увеличения скорости сварки. Влияние других легирующих элементов (C, Mn, Cr, W > 1,0%, Co) проявилось в усилении степени микронеоднородности по границам аустенитных зерен, которое возникало как при изменении первичной структуры вследствие увеличения содержания C, так и при неизменной первичной структуре в результате легирования Mn, Cr, W, Co. Измерение твердости шва, снятие дилатометрических характеристик и измерение количества остаточного аустенита свидетельствуют, что легирование элементами C, Mn, Cr, W, Mo приводит к упрочнению металла (снижение HV, повышение A₀), влияние Co противоположно, влияние Si, Cu, Ni на указанные характеристики весьма незначительно.

Результаты по влиянию легирующих элементов на сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин и на факторы, определяющие эту сопротивляемость сведены в таблицу I.

Таблица I.

Исследуемый легирующий элемент	Влияние легирующего элемента на показатель сопротивл. шва образованию холодных трещин	Характер влияния отдельных факторов на показатель сопротивляемости шва холодным трещинам		
		степень упрочн. (Мн, НУ)	первичная структура шва	микронеодн. по границам аустенит. зерен (травимость границ)
C	снижает	-	-	-
Mn	снижает	-	0	-
Cz	снижает	-	0	-
W > 1%	снижает	-	0	-
W < 1%	повышает	-	0	+
Co	снижает	+	0	-
Mo < 2%	повышает	-	+	+
Si	повышает	0	+	+
Cu	слабо повышает	0	+	+
Ni > 3,5%	повышает	0	0	0

- + благоприятное изменение фактора
- неблагоприятное изменение фактора
- 0 неизменность (постоянство) фактора.

В таблице знаком плюс (+) обозначены факторы, изменение которых при легировании данным элементом является благоприятным, т.е. должно способствовать увеличению сопротивляемости металла шва образованию холодных трещин. Знаком минус (-) указаны факторы, которые должны способствовать снижению показателя (как например снижение Мн, усиление микронеоднородности по границам зерен). Факторы, которые оставались неизменными при изменении содержания легирующих элементов обозначены в таблице знаком (0).

Рассмотрение данной таблицы позволяет отметить, что снижение сопротивляемости металла шва образованию холодных трещин при увеличении содержания углерода объясняется неблагоприят-

ным изменением всех указанных факторов, а именно упрочнением металла (снижение MN , увеличение HV), укрупнением размера кристаллитов, усилением степени микронеоднородности по границам аустенитных зерен. Снижение показателя сопротивляемости при легировании марганцем, хромом, вольфрамом (до 1,0%) объясняется усилением степени микронеоднородности по границам зерен и упрочнением металла шва. Снижение же показателя при легировании кобальтом имеет место несмотря на резкое возрастание температуры начала мартенситного превращения, уменьшение твердости и отсутствие изменений первичной структуры. В этих условиях снижение показателя сопротивляемости образованию холодных трещин можно объяснить лишь усилением степени микронеоднородности по границам зерен. Последнее обстоятельство позволяет считать, что неблагоприятное изменение вторичной структуры, а именно усиление микронеоднородности по границам зерен может оказывать определяющее влияние на сопротивляемость образованию холодных трещин сварных швов имеющих однофазную мартенситную структуру. О существенном значении этого фактора свидетельствует также возрастание показателя сопротивляемости при снижении температуры мартенситного превращения и неизменной первичной структуре швов для случая легирования вольфрамом до 1,0%.

Повышение показателя сопротивляемости металла шва образованию холодных трещин при легировании молибденом, кремнием и медью объясняется отмеченным выше благоприятным изменением первичной и соответственно вторичной структуры шва. Изменение первичной и вторичной структуры может оказывать решающее влияние на сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин. Так, например, при легировании молибденом вследствие благоприятного изменения указанных факторов имело место возрастание показателя, несмотря на одновременное упрочнение шва.

Положительное влияние никеля при введении его более 3,5% связано видимо не только со слабым развитием микронеоднородности по границам, но и с наличием двухфазного аустенитно-мартенситного строения шва (остаточный аустенит в швах, содержащих Ni свыше 3,5%, составил более 20%).

На основании вышеизложенного следует считать, что сопротивляемость образованию холодных трещин швов, имеющих однофазную мартенситную структуру в общем плане зависит от трех, перечисленных выше факторов, при этом наиболее существенное влияние

12.

оказывает уровень микронеоднородности по границам зерен. Повышение сопротивляемости металла шва образованию холодных трещин достигается вследствие благоприятного изменения этих факторов за счет рационального легирования металла, а также использования оптимальных режимов сварки.

ВЫВОДЫ

1. Холодные трещины являются одним из основных дефектов при сварке конструкций из комплекснолегированных сталей, имеющих предел прочности 180–200 кгс/мм². В случае применения для этих сталей присадочных материалов, близких по прочности к основному металлу, появляется опасность возникновения холодных трещин в металле шва.

2. С целью изыскания способов повышения сопротивляемости металла шва высокопрочных сталей образованию холодных трещин исследована ее зависимость от режима сварки, а также от химического состава шва. Испытания проведены в условиях нагружения сварных соединений длительно действующим усилием, создающим двухосное напряженное состояние в металле шва.

3. Установлено, что увеличение скорости однопроводной электродуговой сварки в 10 раз при соответствующем уменьшении погонной энергии в 2–3 раза, может оказывать противоположное влияние на сопротивляемость различных сталей образованию холодных трещин. Для комплекснолегированных сталей, содержащих 0,3–

0,4% углерода, увеличение скорости сварки приводит к возрастанию, а для сталей, содержащих 0,10–0,25% углерода – к снижению сопротивляемости металла шва образованию холодных трещин.

4. На основании исследования влияния химического состава стали системы легирования ХГСНМА показано, что элементы Mo, W (< 1,0%), Ni (> 3,5%), Si и Cu повышают сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин, а элементы C, Mn, Cr, Co, W (> 1,0%) снижают; Ni при его содержании до 3,5% не оказывает существенного влияния на этот показатель.

5. Для объяснения причин изменения сопротивляемости металла шва образованию холодных трещин в зависимости от режима сварки и химического состава металла проведено исследование первичной и вторичной структуры швов, их твердости, исследование дилатометрических характеристик, определено количество остаточного аустенита.

6. В результате металлографического исследования первичной структуры установлено, что для швов комплекснолегированных сталей она может изменяться от ячеистой до дендритной равноосной. Указанные изменения структуры достигаются за счет усиления степени концентрационного переохлаждения жидкого металла при кристаллизации сварного шва вследствие увеличения скорости сварки или введения легирующих элементов.

7. Исследованием вторичной структуры выявлено наличие в металле шва аустенитных зерен, границы которых располагаются в зонах срастания кристаллитов и в общем случае не совпадают с границами элементов первичной структуры.

8. Установлено, что в металле швов высокопрочных комплекснолегированных сталей очаги холодных трещин зарождаются по границам аустенитных зерен. Сопротивляемость металла шва образованию холодных трещин в существенной степени зависит от микронеоднородности по границам аустенитных зерен, размеров зерен и фрагментации их поверхности, т.е. ее конфигурации, характеризуемой наличием неровностей, влияющих на процесс упруго-вязкого скольжения по границам зерен.

9. Установлено, что размеры аустенитных зерен, конфигурация их поверхности, а также степень микронеоднородности по границам зерен зависят от типа первичной структуры. Ячеистому и ячеисто-дендритному типу структуры соответствует крупнозернистое строение шва, наличие протяженных линейных границ, имеющих значительную микронеоднородность. Швы, имеющие этот тип структуры, характеризуются минимальной сопротивляемостью образованию холодных трещин. Дендритному равноосному типу структуры соответствует мелкозернистое строение шва, минимальная микронеоднородность по границам зерен и наиболее высокая сопротивляемость образованию холодных трещин.

10. Показано, что изменение сопротивляемости металла шва образованию холодных трещин может быть связано с изменением уровня микронеоднородности по границам зерен при постоянном типе первичной структуры, например, при легировании кобальтом.

11. Результаты проведенных количественных исследований сопротивляемости металла шва образованию холодных трещин необходимо использовать для выбора оптимальных режимов сварки, при которых повышается технологическая прочность. Например сварку высокопрочных сталей с углеродом выше 0,30% рекомендуется вести на повышенных скоростях.

12. На основании полученных зависимостей по влиянию химического состава металла шва для высокопрочных сталей системы ХГСН рекомендован к внедрению состав металла шва типа Х2Г2СНМВА, обеспечивающий повышенную стойкость против холодных и горячих трещин.

Основное содержание диссертации отражено в работах:

1. Якушина Г.М., Макаров Э.Л., Якушин Б.Ф. Влияние режима сварки высокопрочных сталей на сопротивляемость образованию горячих и холодных трещин. Материалы 3-й Межвузовской конференции по сварке. М., 1970.
2. Макаров Э.Л., Якушина Г.М., Лазько В.Е. Влияние состава металла шва на сопротивляемость образованию холодных трещин при сварке стали 30Х2ГСНМА. Сборник "Технология изготовления заготовок в машиностроении". Машиностроение, 1971.
3. Якушина Г.М., Макаров Э.Л., Рыков Н.М. Связь очагов холодных трещин со структурой металла шва высокопрочных сталей. "Сварочное производство", № 5, 1973.
4. Макаров Э.Л., Федоров В.Г., Якушина Г.М., Цориев С.О. Способы повышения сопротивляемости сталей образованию холодных трещин при сварке. Тезисы доклада на Всесоюзной межвузовской конференции "Прочность сварных конструкций и точность их изготовления", М., 1973.