



УДК 621.791.75.01

ВЫБОР ТЕПЛОВЫХ РЕЖИМОВ СВАРКИ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ КЛАССОВ

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

С применением метода «Implant» проведена сравнительная оценка влияния температуры предварительного подогрева на скорость охлаждения металла зоны термического влияния и стойкость сварных соединений мартенситных и бейнитных сталей против образования холодных трещин. В экспериментах использована мартенситная хромистая сталь типа 10Х9МФБ и бейнитные стали 10ГН2МФА и 20ХН4ФА. Определено, что высокий уровень стойкости против образования холодных трещин при сварке мартенситной и бейнитной сталей достигается при скорости охлаждения соответственно $w_{6/5} \leq 8...10$ и $w_{6/5} \leq 12...14$ °C/с.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварное соединение, фазовое превращение, закалка, бейнит, мартенсит, холодная трещина, подогрев, скорость охлаждения, отдых

Предварительный (сопутствующий) подогрев при сварке закаливаемых сталей является необходимым технологическим приемом для предотвращения образования холодных трещин. Применительно к хорошо изученным сталям разработан ряд рекомендаций (в том числе, вошедших в нормативные документы) и эмпирических зависимостей для выбора температуры предварительного подогрева [1–3]. Несмотря на универсальность таких подходов все же необходимо уточнять температуру подогрева экспериментальным путем [1]. Иногда для большей гарантии обеспечения стойкости против образования холодных трещин температуру подогрева завышают. Однако такой подход может привести к нежелательным последствиям — охрупчиванию вследствие низкотемпературного старения, снижению служебных свойств [1, 2, 4]. В связи с этим температуру подогрева следует поддерживать на минимальном уровне, достаточном для исключения образования трещин.

Выбор теплового режима сварки целесообразно осуществлять с учетом термокинетических особенностей превращения аустенита [5, 6]. Исходя из характера его распада комплекснолегированные стали со специальными служебными свойствами (например, используемые в энергомашиностроении) условно могут быть разделены на группы: со смешанным превращением (мартенсит + бейнит) + (феррит+перлит) (рис. 1, а) и с чисто мартенситным превращением (рис. 1, б). К первой группе относятся низко- и среднелегированные стали. Прохождение равновесного высокотемпературного распада (верхняя область, ограниченная штриховой линией) характерно для соединений низколегированных сталей с низким содержанием углерода типа 12Х1МФ и 15Х1М1Ф, хотя в условиях сварки такие соединения приобретают не чисто перлитную, а сорбитно-трооститную структуру [7]. При повышении скорости охлаждения не исключается образование продуктов промежуточного превращения. С увеличением общей степени легирования возрастает устойчивость аустенита. Область равновесного превращения смещается в сторону более низких значений ско-

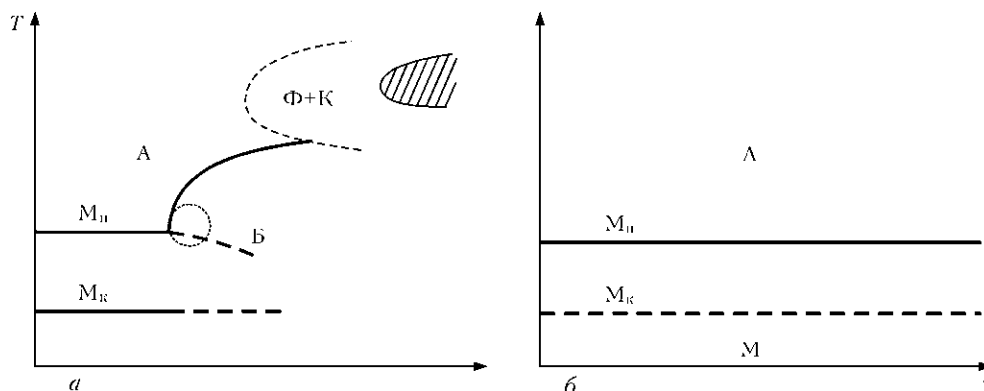


Рис. 1. Особенности термокинетических превращений аустенита при сварке комплекснолегированных теплоустойчивых сталей: а — мартенситно-бейнитное; б — мартенситное; А — аустенит; Б — бейнит; М — мартенсит (индексы «н» и «к» — начало и конец мартенситного превращения); Ф — феррит; К — карбид

© В. Ю. Скульский, 2009



рости охлаждения (заштрихованная область на рис. 1, а). В результате при сварке преобладающим становится формирование бейнитно-мартенситной закалочной структуры. Степень закалки зависит от скорости охлаждения и определяется тепловым режимом сварки. Примером сталей с бейнитно-мартенситным превращением аустенита являются стали типа 2,25...3Cr-1Mo, 10ГН2МФА, 20ХН4ФА. Во вторую группу входят стали с содержанием хрома более 7 мас. %. Однородность мартенситной структуры таких сталей обеспечивается при содержании хром-эквивалента $C_{\text{г}}$ до 10 мас. %, при большем содержании ферритизаторов в мартенсите возрастает доля неупрочняемой фазы — δ -феррита [8, 9]. К сталям указанной группы относятся новые теплоустойчивые стали с 9 мас. % Cr (типа X10CrMoVNb91, 10Х9МФБ и др.).

С увеличением степени легирования и соответственно повышением устойчивости аустенита в условиях переохлаждения возрастает степень закалки металла в зоне сварных соединений, что ведет к ухудшению свариваемости. Так, бейнитные стали при сварке закаляются в меньшей степени и характеризуются лучшей свариваемостью, чем, например, легированные хромом мартенситные стали [10]. В связи с этим тепловые режимы сварки таких сталей должны иметь определенные отличия. Для расширения представлений о свариваемости мартенситных сталей с повышенным содержанием хрома и сталей бейнитного класса представляет интерес изучение особенностей влияния тепловых режимов сварки на стойкость их сварных соединений против образования холодных трещин.

Целью настоящей работы являлась сравнительная оценка тепловых режимов сварки сталей с мартенситно-бейнитным и мартенситным превращением аустенита, достаточных для обеспечения высокого сопротивления замедленному разрушению сварных соединений.

Для изучения склонности сварных соединений к образованию холодных трещин использован метод «Implant» (конструкция установки для испытаний по указанному методу описана в работе [11]). Приварку образцов-вставок из опытных сталей к пластине осуществляли с помощью ручной дуговой сварки покрытыми электродами. Скорость охлаждения $w_{6/5}$ металла в зоне термического влияния определяли по термическим циклам, которые записывали с помощью термопар. Их пропускали через просверленные в пластине отверстия и приваривали непосредственно к образцам на расстоянии 1,5...2,0 мм от линии сплавления. Для сравнения использовали образцы из сталей 10ГН2МФА, 20ХН4ФА и 10Х9МФБ.

На рис. 2 представлены результаты исследований трещиностойкости двух сталей с мартенситно-бейнитным превращением (20ХН4ФА и

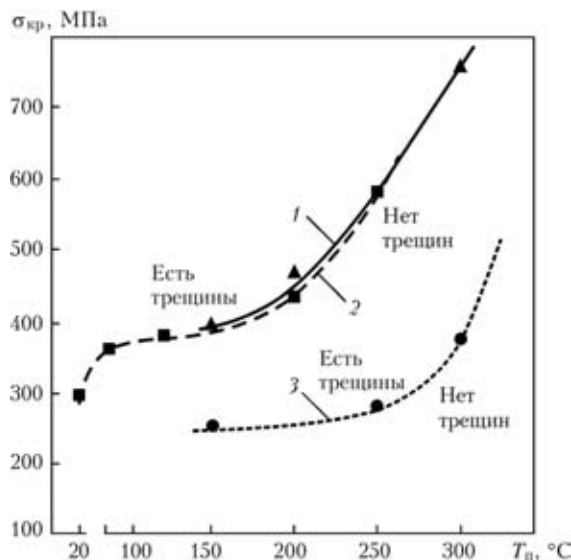


Рис. 2. Влияние температуры предварительного подогрева $T_{\text{п}}$ на критические напряжения $\sigma_{\text{кр}}$, вызывающие образование холодных трещин: 1 — сталь 20ХН4ФА; 2 — 10ГН2МФА; 3 — 10Х9МФБ

10ГН2МФА). Для сварки использовали электроды ТМЛ-3У, концентрация диффузионного водорода $H_{\text{диф}}$ в наплавленном металле (спиртовой метод) составляла 2,48 см³/100 г. Несмотря на некоторое отличие в степени легирования (при усредненном содержании хром- и никель-эквивалентов $C_{\text{г}}$ + $Ni_{\text{г}}$ [12] для первой и второй сталей соответственно 11 и 7 мас. % и углеродного эквивалента [6] $P_{\text{см}}$ — 0,36 и 0,25 мас. %) стали характеризуются сходством в характере термокинетического превращения аустенита и близкими критическими точками фазовых переходов. В условиях их дуговой сварки формируется смешанная структура, состоящая из мартенсита и бейнита, при этом доля каждого из них определяется скоростью охлаждения соединения.

Как видно из рис. 2, исследуемые стали с мартенситно-бейнитным превращением имеют практически одинаковую трещиностойкость, которая в данном случае оценивается критическими напряжениями $\sigma_{\text{кр}}$, вызывающими образование трещин. На кривых имеется два диапазона увеличения стойкости против трещин, зависящих от температуры подогрева, — при повышении температуры от комнатной до 100...150 и более 200 °C. Подогрев до 300 °C обеспечивает скорость охлаждения соединения на уровне 6...8 °C/c и значительное возрастание $\sigma_{\text{кр}}$. Однако тепловые режимы с повышенной температурой подогрева (учитывая также возможное дополнительное повышение температуры за счет автоподогрева сварочной дугой) нежелательны [4]. При сварке сталей с бейнитным превращением рекомендуется поддерживать температуру в сварном соединении на уровне, обеспечивающем наиболее полное превращение аустенита [4]. Целесообраз-



но осуществлять подогрев до температуры, близкой к нижней точке фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода, например, для сталей указанного типа — на уровне температуры M_K , приблизительно равной 180...200 °С. Как видно из рис. 2, заметное повышение трещиностойкости может быть достигнуто при температуре подогрева от 100 до 200 °С. Этот диапазон весьма благоприятен для сварки сталей такого типа, поскольку при температуре выше 80 °С стали с мартенситно-бейнитным превращением имеют высокую стойкость против замедленного разрушения [13], и кроме того, создаются условия для завершения превращения аустенита. Учитывая, что при температуре подогрева 150...200 °С наблюдается еще большее повышение критических напряжений (см. рис. 2), вполне вероятно, что больший эффект в обеспечении высокой трещиностойкости будет достигаться при подогреве до этой температуры. В условиях проведенных испытаний скорость охлаждения при сварке с подогревом до 150...200 °С составляла $w_{6/5} \approx 12...14$ °С/с.

Как показали результаты экспериментов, заметное повышение трещиностойкости сварных соединений сталей с мартенситно-бейнитным превращением имело место при скорости охлаждения, соответствующей переходу от мартенситного к мартенситно-бейнитному превращению (на рис. 1, а эта область отмечена окружностью). У рассматриваемых сталей переход начинается при $w_{6/5} < 20...16$ °С/с (рис. 3). Вполне вероятно, что для гарантированного начала бейнитного превращения скорость охлаждения аустенита должна быть не более 15 °С/с. Следовательно, с учетом критических условий, выявленных при испытании методом «Implant», и особенностей термокинетического превращения аустенита можно предположить, что высокая трещиностойкость сварных

соединений сталей с мартенситно-бейнитным превращением (типа стали 10ГН2МФА), имеет место при скорости охлаждения сварных соединений не более 12...14 °С/с, что достигается при предварительном подогреве до 150...200 °С. В зависимости от толщины свариваемых соединений и параметров режима сварки значения температуры подогрева T_p , обеспечивающие оптимальную скорость охлаждения соединения, должны корректироваться.

Следует также отметить, что замедленное охлаждение сталей ведет к смещению бейнитного превращения в высокотемпературную область и формированию верхнего бейнита, который является более грубой структурной составляющей и характеризуется меньшей вязкостью, чем металл с более однородной и дисперсной структурой нижнего бейнита. В связи с этим поддержание повышенной скорости охлаждения, обеспечивающей начало перехода к бейнитному превращению, по-видимому, будет способствовать образованию мелкодисперсной структуры мартенсита и нижнего бейнита и получению сварных соединений с лучшими служебными свойствами после отпуска [1].

Сварные соединения мартенситных сталей с повышенным содержанием хрома в результате высокой степени объемного упрочнения при фазовом наклепе являются более чувствительными к внешнему нагружению. Замедленное разрушение таких соединений происходит при меньших критических напряжениях (см. рис. 2, сварка выполнена электродами ОК76.98 (фирма ESAB, Швеция), концентрация $H_{диф}$ в наплавленном металле составляет 0,78 см³/100 г).

Следует отметить, что наплавленный хромистый мартенситный металл характеризуется гораздо меньшей концентрацией $H_{диф}$, чем низко- и среднелегированный. Обычный уровень концентрации $H_{диф}$, достигаемый при использовании хромистых мартенситных электродов с основным типом покрытия, составляет 0,6...0,8 см³/100 г. В данном случае это может быть связано с высокой плотностью ловушек (границ, дислокаций), удерживающих $H_{диф}$ в мартенситном наплавленном металле. Некоторому уменьшению концентрации $H_{диф}$ также способствует снижение его диффузионной подвижности вследствие усиления его адсорбции решеткой железа при легировании хромом [14].

Результаты оценки влияния легирования хромом на концентрацию $H_{диф}$ в наплавленном металле представлены на рис. 4. Для получения карандашных проб использовали опытные электроды, изготовленные на основе нелегированной проволоки Св-08А с покрытием основного типа и дополнительным введением в покрытие разного содержания хрома. В результате получены образ-

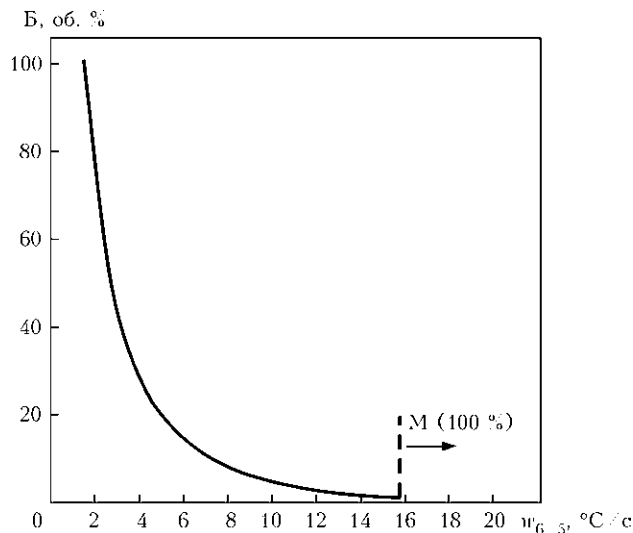


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения соединений на объемную долю бейнита, образовавшегося при превращении аустенита в стали 10ГН2МФА

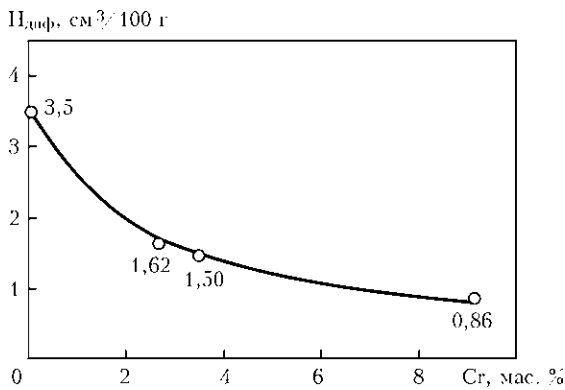


Рис. 4. Влияние легирования хромом наплавленного металла на концентрацию диффузионного водорода $H_{диф}$

цы наплавленного металла, которые отличались не только содержанием хрома, но и результирующей структурой. Из рис. 4 видно, что при переходе от нелегированного ферритного металла к мартенситному с массовой долей хрома 9 % концентрация $H_{диф}$ снизилась с 3,5 до 0,86 см³/100 г.

Несмотря на низкую концентрацию $H_{диф}$ в мартенситном металле наличие водородного фактора оказывает существенное влияние на трещиностойкость сварных соединений 9%-й хромистой мартенситной стали, что подтверждено результатами испытаний (рис. 5). В данных экспериментах для изменения содержания диффузионного водорода использовали электроды основного типа после различного периода открытого хранения и различных режимов проковки, а также специально изготовленные с добавкой в покрытие слюды-мусковита (с концентрацией $H_{диф}$ после проковки примерно 3,97 см³/100 г). Из рисунка видно, что с увеличением концентрации $H_{диф}$ заметно снижается уровень критических напряжений.

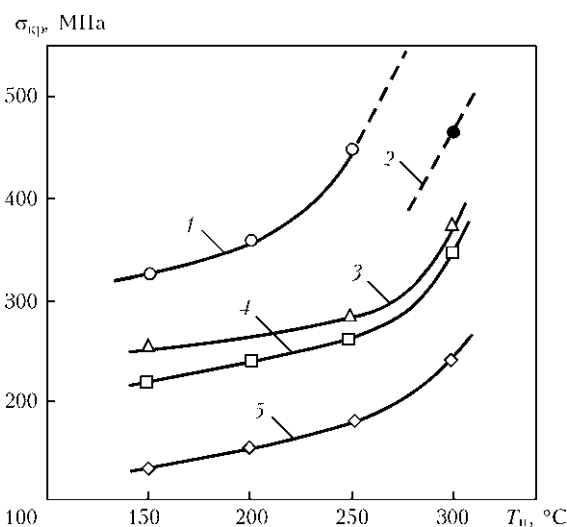


Рис. 5. Влияние концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле на критические напряжения при испытании методом «Implant» сварных соединений мартенситной стали 10Х9МФБ: 1 — 0,35; 2 — 0,35 (в условиях 100%-й атмосферной влажности); 3 — 0,78; 4 — 0,96; 5 — 3,97 см³/100 г

Высокая стойкость сварных соединений с мартенситной структурой против образования холодных трещин достигается в условиях замедленного охлаждения, обеспечивающих низкотемпературное объемное разупрочнение закаленного твердого раствора (первая стадия отпуска мартенсита) [15] и выход из него водорода. Как показали результаты экспериментов, такие условия при испытаниях по методу «Implant» создаются при подогреве до 250...300 °С, обеспечивающем скорость охлаждения сварных соединений $w_{6/5} \leq 8...10$ °С/с.

Эффективность указанного ограничения в скорости охлаждения сварных соединений мартенситной стали 10Х9МФБ дополнительно проверена при сварке стыковых соединений толщиной 14 мм с разделкой, аналогичной пробе «Теккен». Для усиления жесткости соединений стыки приваривали к плите толщиной 30 мм. Тепловой режим регулировали предварительным нагревом собранных соединений до разной температуры. Скорость охлаждения оценивали по термическим циклам, которые записывали с помощью термопар. Их приваривали на расстоянии 2...3 мм от линии сплавления в зоне корня шва. С этой целью в собранных пробах со стороны донной части просверливали отверстия до требуемой глубины (рис. 6). Ниже представлены результаты оценки трещиностойкости в зависимости от скорости охлаждения:

$w_{6/5}$, °С/с	13	9,5...12,0	7,4...7,7	5,8
Наличие трещин	Есть	Есть/нет	Нет	Нет

Полученные результаты подтверждают, что образование холодных трещин в соединениях мартенситной стали с 9 мас. % Cr исключается при скорости охлаждения $w_{6/5} \leq 8...10$ °С/с.

Известно, что эффективной мерой повышения сопротивления образованию холодных трещин является низкотемпературный отдых [3] — изотермическая выдержка сварных соединений после сварки. Целью этой операции является создание условий для удаления из соединения $H_{диф}$, частичное повышение пластичности и вязкости закаленного металла [3]. Применительно к испытаниям по методу «Implant» сварных соединений мартенситной стали с 9 мас. % Cr оценена длительность отдыха после сварки в диапазоне температур от 200 до 160 °С, достаточная для обеспечения стойкости против замедленного разрушения. Температуру в сварном соединении измеряли с помощью термопары, приваренной к образцу. Режим нагрева контролировали с помощью программируемого измерителя-регулятора температуры, соединенного с термопарой и нагревательным устройством. По окончании операции отдыха сварные соединения охлаждали до комнатной температуры, а затем проводили испытания, ре-

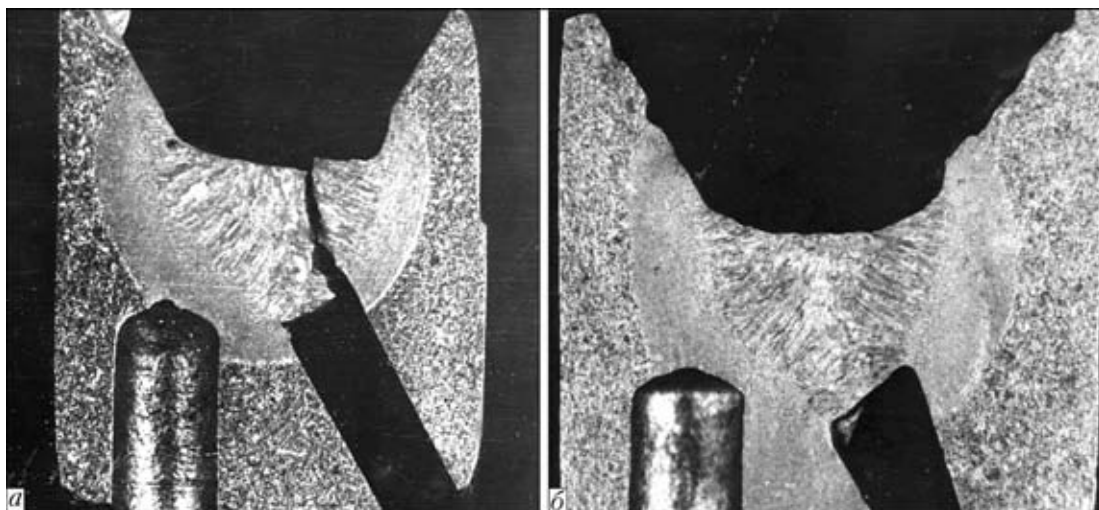


Рис. 6. Макроструктура поперечного сечения проб «Теккен» из стали типа 10X9МФБ при $w_{6/5} \approx 12$ (а) и $7 \text{ }^\circ\text{C/s}$ (б)

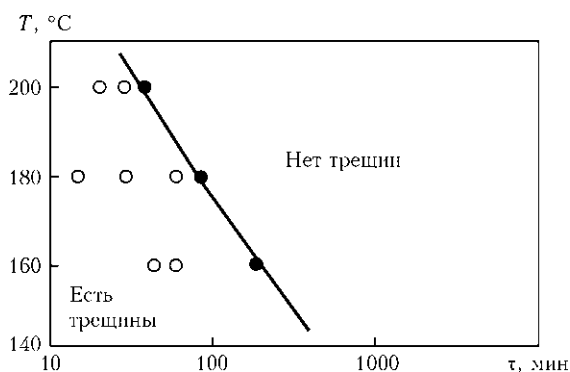


Рис. 7. Влияние продолжительности отдыха на стойкость сварных соединений стали 10X9МФБ против образования холодных трещин (испытание по методу «Implant»)

зультаты которых представлены на рис. 7. Из рисунка видно, что отдых при температуре от 200 до приблизительно 180 °С гораздо эффективнее, чем при более низкой температуре. Так, для исключения образования трещин при 200...180 °С достаточно выдержки от нескольких десятков минут до 1,5 ч. При более низкой температуре необходимая продолжительность отдыха исчисляется часами.

В данных экспериментах отдых при 200, 180 и 160 °С в расчете на единицу толщины сечения сварного соединения (включая шов и ЗТВ) составлял приблизительно 5, 15 и 30 мин/мм. Отсюда следует, что для операции отдыха стыкового соединения толщиной 40 мм при температуре от 200 до 180 °С потребовалось бы от 3 до 10 ч. Однако такая оценка может быть несколько завышенной. По-видимому, при назначении режима отдыха следует учитывать не только толщину сварного соединения, но и характер распределения водорода по его толщине. Так, например, из работы [16] необходимо, что при многопроходной сварке с сопутствующим подогревом сварных соединений стали 2,25Cr-1Mo толщиной 55...100 мм повышенная концентрация водорода создавалась на

глубине около 15...25 мм от наружной поверхности шва; ближе к корню шва и его наружной поверхности она заметно снижалась. Уменьшению концентрации $H_{\text{диф}}$ (и низкотемпературному отпуску мартенсита) способствует также сопутствующий подогрев. Вероятно, при оптимизации режима отдыха следует ориентироваться на удаление водорода, аккумулированного на некоторой глубине в сечении сварного соединения вблизи поверхности. При этом время операции может быть сокращено. В основном же вопрос о продолжительности отдыха реальных сварных соединений требует дополнительного изучения.

Таким образом, на основании результатов экспериментов по методу «Implant» определено, что стойкость сварных соединений хромистых мартенситных сталей типа 10X9МФБ против образования холодных трещин достигается при $w_{6/5} \leq 8...10 \text{ }^\circ\text{C/s}$, а соединений сталей с мартенситно-бейнитным превращением (типа 10X9МФА) — при $w_{6/5} \leq 12...14 \text{ }^\circ\text{C/s}$. На примере мартенситной стали показана эффективность отдыха после сварки при температуре от 200 до 180 °С.

1. Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
2. Козлов Р. А. Сварка теплоустойчивых сталей. — Л.: Машиностроение, 1986. — 161 с.
3. Florian W. Cold cracking in high metal. Possibilities to calculate the necessary preheating temperature. — S.I., [2001]. — 9 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-2006-01).
4. Бурашенко И. А., Звездин Ю. И., Цуканов В. В. Обоснование температуры подогрева при сварке хромоникель-молибденванадиевых сталей мартенситного класса // Автомат. сварка. — 1981. — № 11. — С. 16-20.
5. Шоршоров М. Х., Чернышова Т. А., Красовский А. И. Испытания металлов на свариваемость. — М.: Металлургия, 1972. — 240 с.
6. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
7. Герман С. И. Электродуговая сварка теплоустойчивых сталей перлитного класса. — М.: Машиностроение, 1972. — 202 с.



8. Ланская К. А. Высокохромистые жаропрочные стали. — М.: Металлургия, 1976. — 216 с.
9. Скульский В. Ю. К вопросу о легировании теплоустойчивой стали для высокотемпературных компонентов энергоблоков тепловых электростанций нового поколения // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 1. — С. 52–56.
10. Скульский В. Ю. Влияние степени легирования хромистых теплоустойчивых сталей на твердость металла в зоне сварных соединений // Автомат. сварка. — 2006. — № 9. — С. 22–25.
11. Касаткин Б. С., Бреднев В. И., Волков В. В. Методика определения деформаций при замедленном разрушении // Там же. — 1981. — № 11. — С. 1–7, 11.
12. Грабин В. Ф. Металловедение сварки плавлением. — Киев: Наук. думка, 1982. — 416 с.
13. Скульский В. Ю. Термокинетические особенности образования холодных трещин в сварных соединениях закаливающихся теплоустойчивых сталей // Автомат. сварка. — 2009. — № 3. — С. 13–18.
14. Мороз Л. С., Чечулин Б. Б. Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1977. — 256 с.
15. Скульский В. Ю. Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающихся сталей // Автомат. сварка. — 2009. — В печати.
16. Takanashi E., Twai K., Horisutsuji T. Prevention of the transverse cracks in heavy section butt weldments of 2 1/4Cr–1Mo steel through low temperature postweld heat treatment. Rep. 2: Correlation between hydrogen concentration and practical welding conditions // Trans. of Jap. Weld. Soc. — 1979. — 10, № 2. — P. 20–27.

Implant method was used to perform comparative estimate of the influence of preheating temperature on the HAZ metal cooling rate and cold cracking resistance of welded joints of martensitic and bainitic steels. Martensitic chromium steel of 10Kh9MFB type and bainitic steels 10GN2MFA and 20KhN4FA were used in the experiments. It is determined that the high level of cold cracking resistance in welding martensitic and bainitic steels is achieved at the cooling rate of $w_{6/5} \leq 8 \dots 10$ and $w_{6/5} \leq 12 \dots 14$ °C.

Поступила в редакцию 07.04.2009

III МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ СОВРЕМЕННЫЕ ДОСТИЖЕНИЯ В НАУКЕ И ОБРАЗОВАНИИ

16–23 сентября 2009

г.Тель-Авив (Израиль)

Организаторы: Национальный совет Украины по машиноведению,
Хмельницкая областная организация Союза научных и инженерных объединений
Украины, Хмельницкий национальный университет.

Адрес оргкомитета: Украина, 29016, г. Хмельницкий, ул. Институтская, 11,
Хмельницкий национальный университет, проф. Ройзман Вилен Петрович;
тел.: +(380382) 72 87 43, факс: +(380382) 22 32 65,
E-mail: royzmanv@mail.ru, web-сайт <http://www/iftomm.ho.ua>

