

# СОПРОТИВЛЕНИЕ ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ РОТОРНОЙ СТАЛИ 25Х2НМФА ПОСЛЕ ПОВТОРНОГО СВАРОЧНОГО НАГРЕВА

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ<sup>1</sup>, Г. Н. СТРИЖИУС<sup>1</sup>, М. А. НИМКО<sup>1</sup>, А. Р. ГАВРИК<sup>1</sup>,  
А. Г. КАНТОР<sup>2</sup>, А. В. КОНОВАЛЕНКО<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>АО «Турбоатом». 61037, г. Харьков, просп. Московский, 199. E-mail: office@turboatom.com.ua

Работа посвящена экспериментальному изучению влияния повторных термических воздействий в условиях ручной дуговой сварки закаливающейся теплоустойчивой стали на сопротивление замедленному разрушению металла в области ЗТВ у ранее выполненных проходов. Применительно к различным схемам наложения отпускающих валиков с использованием метода Имплант определены количественные характеристики изменения стойкости против замедленного разрушения. Показано, что получаемое сопротивление трещинообразованию при сварке без предварительного подогрева может быть сопоставимым с сопротивлением при сварке с подогревом. Оценено влияние повторных нагревов на изменение структурного и водородного факторов, влияющих на трещинообразование. Библиогр. 22, рис. 7.

*Ключевые слова:* сталь закаливающаяся теплоустойчивая, повторный сварочный нагрев, замедленное разрушение, структурный и водородный факторы, метод Имплант, количественное изменение сопротивления трещинообразованию

Классической проблемой получения сварных соединений закаливающихся сталей является высокая степень риска появления холодных трещин в металле зоны термического влияния (ЗТВ) или шва. Многочисленными исследованиями показано, что основными условиями образования холодных трещин являются: формирование структур закалки в зоне соединения, насыщение этой зоны водородом (диффузионно-подвижным) и действие растягивающих (сварочных) напряжений вследствие усадки нагреваемого при сварке металла и закристаллизовавшегося шва [1, 2]. Для такого типа дефектов, исходя из их физико-металлургической природы, применяют также синонимические термины: трещинообразование, связанное с влиянием водорода или вызванное водородом (Hydrogen-Assisted Cracking, Hydrogen-Induced Cracking), замедленное трещинообразование (Delayed Cracking) [3, 4] или замедленное разрушение [5].

Стойкость против трещинообразования регулируют технологическими условиями сварки. Например, благоприятным является увеличение длительности остывания металла после завершения превращения аустенита с образованием мартенсита, с чем связано явление «самоотпуска мартенсита»; частичный отпуск структуры закалки будет тем большим, чем выше температурный интервал превращения [3, 6, 7]. Отпускное воздействие оказывают температуры ниже завершения превращения, включая интервал низкотемпературного распада мартенсита (около 160...70 °С [8–10]). Кроме

перераспределения углерода в процессе такого низкотемпературного отпуска будет также проходить термически активируемое диффузионное рассеяние водорода и уменьшение его концентрации в опасной зоне. В этой связи основными технологическими приемами при сварке закаливающихся сталей являются предварительный (сопутствующий) подогрев и послесварочный прогрев сварного соединения (термический отдых) при температуре, близкой к температуре подогрева [11]. Однако такие операции бывают сложны в осуществлении и повышают энергозатраты сварочных работ.

Сварочный нагрев приводит к аккумулярованию тепла и созданию эффекта, аналогичного сопутствующему подогреву [12]. При непрерывном наложении валиков можно достичь заметного снижения скорости охлаждения металла в зоне сварки. Как показано в работе [13], наплавка на поверхность стали участка за нескольких проходов, выполняемых без перерывов, сопровождалась снижением в два раза скорости охлаждения металла ЗТВ, по сравнению с охлаждением при выполнении одиночного валика на том же режиме (ручная дуговая сварка электродами диаметром 3 мм,  $I_{св} = 120...130$  А,  $U_d = 24$  В, предварительный подогрев 250 °С:  $w_{6/5}$  при наплавке участка 20×60 мм — 3,3 °С/с, при выполнении одиночного валика — 6,7 °С/с). Положительным в подобном подходе является возможность выполнения сварочных операций при ремонте изделий из зака-

ливающихся сталей без подогрева, как, например, в процессе сварки «поперечной горкой» [14]. Однако в отдельных случаях бесконтрольное повышение температуры металла сварного соединения вследствие аккумулирования тепла может привести к нежелательным структурным изменениям и ухудшению механических свойств. В подобных случаях требуется ограничение температуры в зоне соединения и обеспечение скоростей охлаждения, исключающих формирование структур, отрицательно сказывающихся на свойствах отдельных участков сварных соединений, (например, остаточного аустенита в бейнитно-мартенситной структуре, верхнего бейнита) [12, 15, 16].

При сварке современных энергомашиностроительных сталей бейнитного и мартенситного классов ограничивают температуру между проходами приблизительно уровнем 250...300 °С [17–20]. При этом рекомендуется применять технику многопроходной сварки валиками малого сечения. Назначение такого приема, прежде всего, заключается в получении мелкозернистой структуры на участке перегрева в металле ЗТВ от первично выполненных проходов за счет последующего наложения температур интервала нормализации, а также частичном отпуске закаленных участков при выполнении последующих проходов. Соединения с такой структурой менее склонны к трещинам при высоком отпуске после сварки. Применительно к соединениям мартенситных хромистых сталей, для которых характерна пониженная ударная вязкость металла швов, многопроходная сварка тонкими валиками позволяет повысить работу удара. Улучшение вязкости связано с получением более мелкой и дезориентированной кристаллизационной структуры и частичным отпуском металла в ранее выполненных слоях; результат тем выше, чем тоньше валики [20, 21]. Как вариант сварки с наложением отпускающих валиков была рекомендована техника с зачисткой первично выполненных валиков до половины их толщины для лучшего прогрева металла в этой зоне; однако метод сложен, требует специальной подготовки сварщиков, увеличивает стоимость и время выполнения работы, что ограничивает его применение [22].

Повторный сварочный нагрев металла в области ранее выполненных слоев, кроме измельчения структуры и частичного отпуска, также способствует повышению сопротивления образованию холодных трещин [22]. Однако на сколько, в количественном выражении, возрастает технологическая прочность в условиях многопроходной сварки, требует уточнения.

Цель работы — количественная оценка изменения сопротивления металла ЗТВ закаливающихся

сталей замедленному разрушению под влиянием повторного сварочного нагрева.

В исследованиях в качестве опытного материала использовали роторную сталь со следующей системой легирования, мас. %: 0,23...0,27 С; 1,8...2,2 Cr; 1,3...1,6 Ni; 0,4...0,6 Mo; 0,05 V. Изменению легирующих элементов в пределах состава стали соответствуют значения углеродного эквивалента  $P_{см}$  0,4...0,51 мас. % (рассчитано по уравнению Ито и Бессю [4]). Испытания проводили по известному методу Имплант [3]: использовали образцы из исследуемой стали диаметром 8 мм со спиральным концентратором напряжений в рабочей части в виде канавки V-образного профиля глубиной 0,5 мм с углом раскрытия 40° и радиусом закругления в вершине 1 мм. Для приваривания образцов-Имплант к опорной пластине (из стали 20 толщиной 16 мм) применяли ручную дуговую сварку покрытыми электродами диаметром 3,2 мм с системой легирования наплавленного металла 0,07C2CrMoV. После прокали электродов при 400...450 °С, 2 ч, содержание диффузионного водорода в наплавленном металле  $[H]_{диф}$  (спиртовой анализ [11]) составляло приблизительно 0,96 см<sup>3</sup>/100 г Me. Контроль температуры в ЗТВ образцов (при сварке с подогревом и при измерении термических циклов) осуществляли с помощью хромель-алюмелевой термопары (ТП) в керамической изоляционной оболочке, пропущенной сквозь отверстие, просверленное с торца опорной пластины на глубине порядка 4 мм параллельно ее поверхности (рис. 1). К образцам ТП приваривали с помощью конденсаторной разрядной машины, другой конец подсоединяли к регистрирующему потенциометру. Приложение нагрузки к испытываемым соединениям производили после охлаждения металла в ЗТВ образцов до комнатной температуры: до 100 °С соединения охлаждали в естественных условиях, ниже, для ускорения, — с обдувом воздухом. Критерием сопротивления трещинообразованию было критическое напряжение  $\sigma_{кр}$ , вызывающее замедленное разрушение. Не склонными к замедленному разрушению считали опытные соединения, которые выстояли под нагрузкой без разрушения не менее 24 ч. Измерения твердости проводили по методу Викерса с нагрузкой 5 кг.

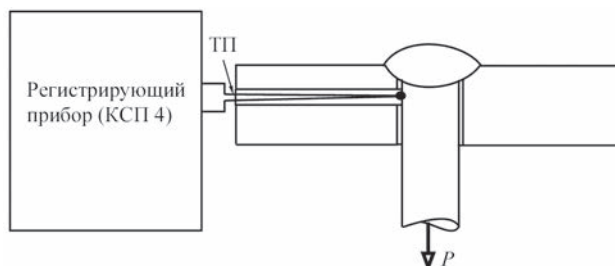


Рис. 1. Схема измерения температуры в образце Имплант

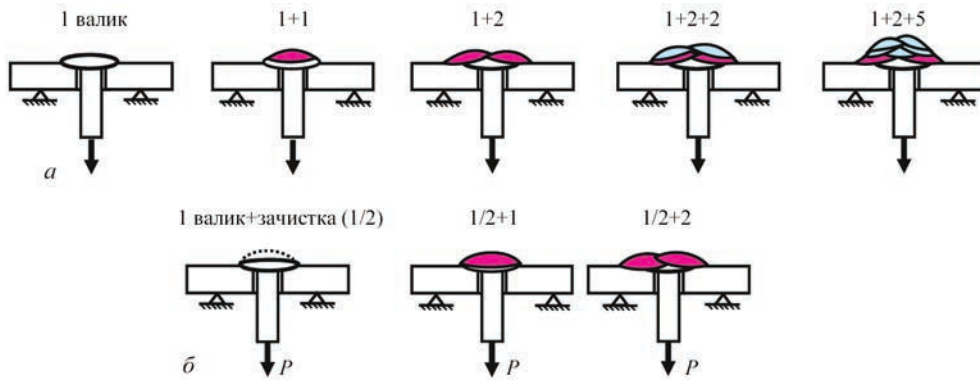


Рис. 2. Технологические схемы сварки опытных соединений: а — сварка обычными валиками; б — сварка с зачисткой первого валика

При сварке образцов с пластиной и при наложении новых валиков использован следующий режим сварки (там, где не указан дополнительно):  $I_{св} = 95 \dots 100$  А,  $U_d = 22$  В,  $v_{св} \approx 0,194$  см/с (7 м/ч), погонная энергия  $q/v \approx 8,5 \dots 9,0$  кДж/см (при расчетном КПД дуги  $\eta = 0,8$ ). Используются следующие схемы сварки опытных соединений обычным (без зачистки) валиком и с зачисткой первого валика до половины толщины (половинным валиком) (рис. 2):

- сварка одним валиком («1 валик» — базовый вариант сравнения);
- сварка в два слоя с наложением одного валика на первый (1 + 1);
- сварка в два слоя с наложением двух валиков во втором слое на один валик в первом слое (1 + 2);
- сварка в три слоя с наложением на первый одиночный валик по два валика во втором и третьем слоях (1 + 2 + 2), а также в три слоя по схеме 1 + 2 + 5;
- сварка половинным валиком (1/2) в первом слое с наложением во втором слое одного валика (1/2 + 1) и двух валиков (1/2 + 2), зачистку первого валика выполняли на стадии остывания соединения с помощью ручной шлифовальной машины.

Наложение новых валиков на первичный шов производили после снижения температуры металла первого валика до 100 °С, за исключением варианта 1 + 2 + 5 (рис. 3, где при измерении термических циклов по схеме на рис. 1 максимальная температура нагрева не превышала примерно 600 °С вследствие удаления места приваривания ТП к образцу от поверхности пластины на величину около 4 мм, что превышало реальную ширину участка закалки). Следует заметить, что такое расположение ТП было приемлемо для контроля приближенной температуры в образце перед наложением последующих валиков. В последнем варианте наложение новых валиков сопровождалось постепенным возрастанием температуры в соединении, что в некоторой мере воссоздавало условия, подобные сварке «поперечной горкой».

Результаты испытаний сварных соединений, полученных как с предварительным подогревом,

так и без подогрева, (рис. 4), показывают, что повторный нагрев металла ЗТВ в области первого валика приводит к возрастанию сопротивления образованию холодных трещин. Весьма заметным является эффект от наложения двух и более валиков на первый шов (схемы 1 + 2, 1 + 2 + 2 и др.). Наложение только одного валика (например, схемы 1 + 1 и 1/2 + 1 (рис. 4, а, б) при сварке без подогрева, и 1 + 1 при сварке с подогревом (рис. 4, в) менее эффективно.

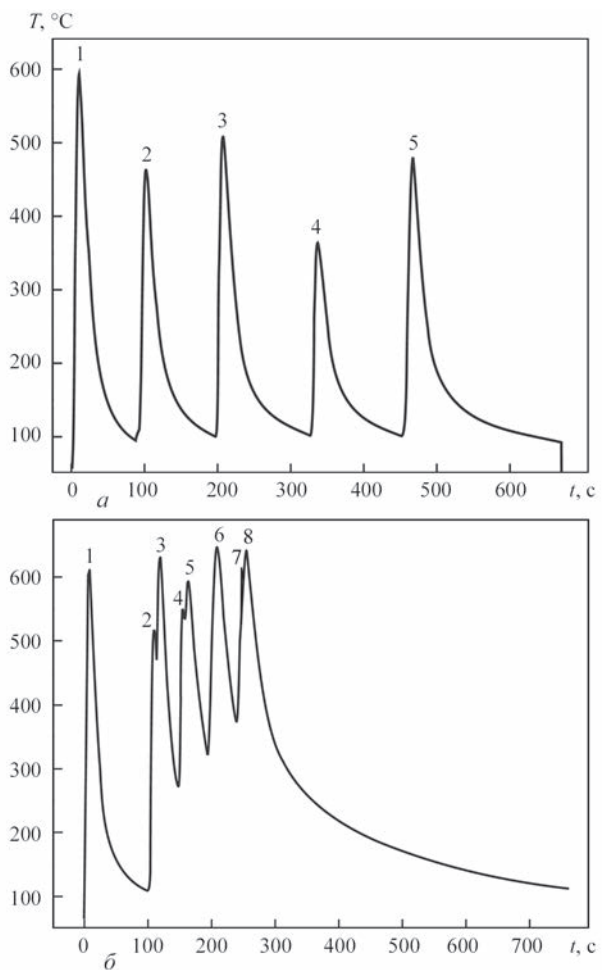


Рис. 3. Термочиклы в месте приваривания ТП к образцу при выполнении опытных соединений по схеме 1 + 2 + 2 валика (а) и по схеме 1 + 2 + 5 валиков с использованием принципа сварки «поперечной горкой» (б)

Об эффективности повторного отпускного нагрева, влияющего на технологическую прочность, можно судить по результатам измерений твердости на участке закалки у первого валика на примере схемы 1 + 2: в исходном состоянии максимальное значение твердости составляло *HV* 460, после наложения одного валика — *HV* 430, после наложения второго — *HV* 360.

Повышение сварочного тока при выполнении отпускающих валиков также сказалось положительно на увеличении сопротивления трещинообразованию за счет большего вложения тепла в сварное соединение (см. результаты испытаний при сварке по схеме 1/2 + 2 с  $I_{св} = 130$  А в сравнении с тем же вариантом, выполненном на токе 100 А, который использован во всех эксперимен-

тах (рис. 4, б). Однако как отмечено выше, рост тока целесообразно ограничивать.

Количественное возрастание стойкости против трещинообразования можно оценить с помощью отношения значений  $\sigma_{кр}$  для одного из технологических вариантов к  $\sigma_{кр}$  исходного варианта — сварке одиночным валиком. Так, например, (см. рис. 4, а) при сварке по схемам 1 + 2, 1 + 2 + 2 и 1 + 2 + 5 сопротивление замедленному разрушению увеличилось, соответственно, приблизительно в 2, 3 и 4,7 раз.

Как видно из рис. 5, повторный нагрев при сварке без предварительного подогрева по схемам 1 + 2 + 2 и 1 + 2 + 5 позволяет достичь сопротивления трещинообразованию, близкое к сварке с подогревом до порядка 220 и 250 °С. Повторный нагрев по схеме 1 + 2 создает эффект, близкий к сварке с подогревом около 150 °С. Эффект становится более значительным при использовании предварительного подогрева.

Экспериментально установлено, что эффективность отпускного воздействия зависит от режимов сварки и степени перекрытия первого и накладываемых валиков. В качестве примера на рис. 6 приведены схемы, иллюстрирующие распределение максимальных температур в околошовной зоне при наложении нового валика на ранее выполненный. Опытным материалом служила мартенситная сталь 0,1С9CrMoVNb толщиной 14 мм, наплавка валиков выполнена с помощью РДС электродами аналогичной системы легирования диаметром 3,2 мм на двух режимах с подогревом 200 °С. Использованы результаты определения температур максимального нагрева на разной глубине от поверхности стали при наплавке одиночного валика, а также реальные размеры валика и участка закалки, измеренные в поперечных шлифах. В данном случае снятие термических циклов проводили одновременно двумя ТП, пропущенными снизу в отверстия, просверленные по-

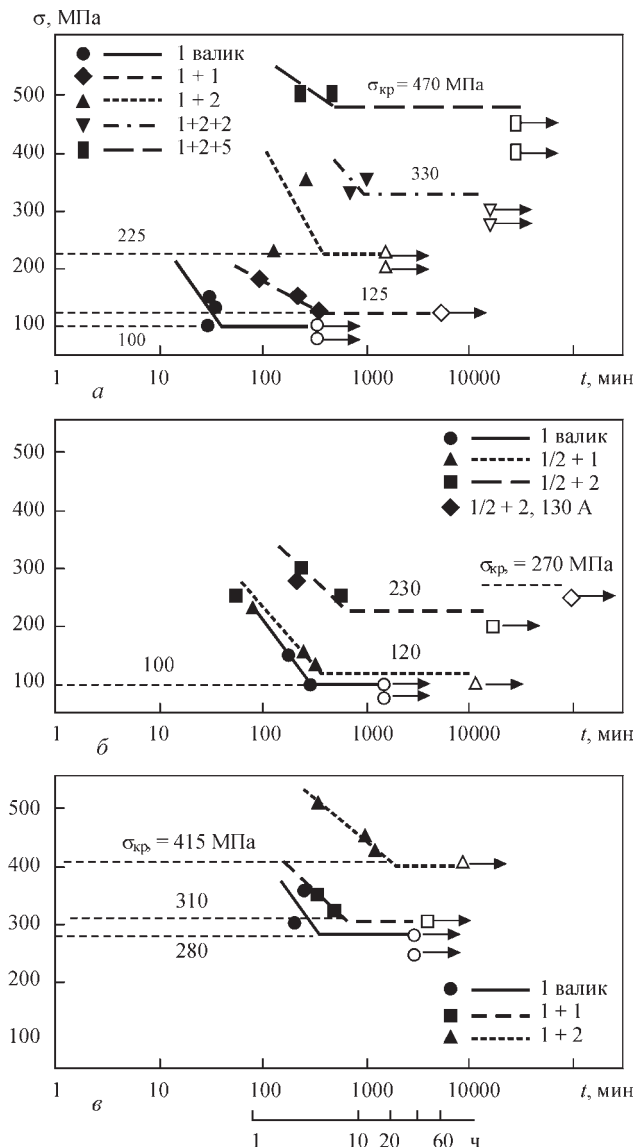


Рис. 4. Результаты испытаний: а — сварка без подогрева обычным валиком; б — сварка без подогрева с зачисткой первого валика на 1/2 его толщины; в — сварка с предварительным подогревом 200 °С (затитые и светлые значки — есть и нет разрушений соединений)

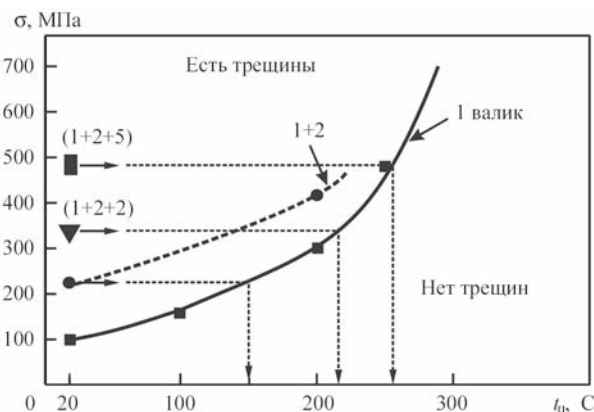


Рис. 5. Сравнение результатов испытаний при сварке с повторным нагревом без предварительного подогрева ( $t_{п} = 20$  °С) и сварке с предварительным подогревом ( $t_{п}$  — температура предварительного подогрева)



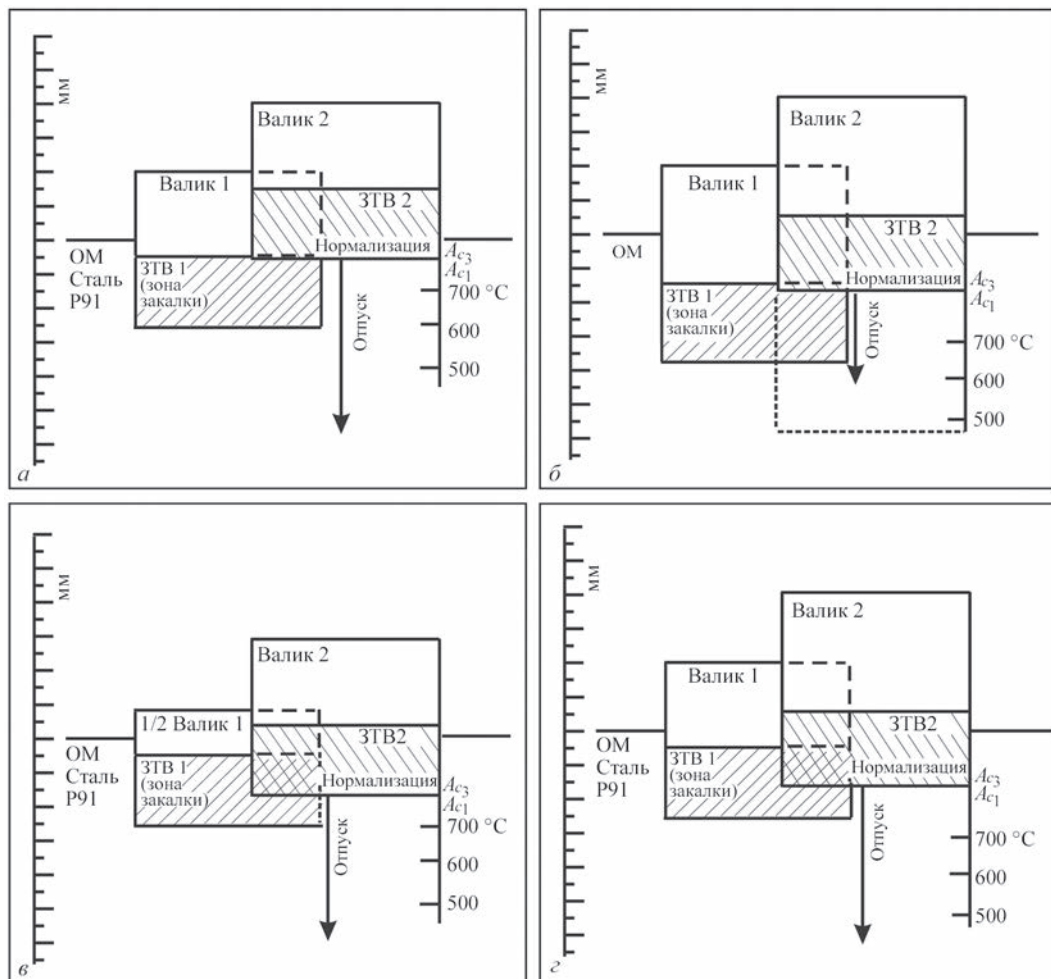


Рис. 6. Распределение температур в околошовной зоне при выполнении двух валиков (а, б — обычная сварка: а —  $I_{св} = 100$  А,  $q/v = 8,3$  кДж/см; б —  $I_{св} = 160$  А,  $q/v = 11,38$  кДж/см; в — сварка с зачисткой первого валика,  $I_{св} = 100$  А; з — сварка обычным валиком, первый валик выполнен на токе  $I_{св} = 100$  А, второй — 160 А)

перек толщины пластины до разного расстояния от предполагаемой линии сплавления и расположенными со смещением одна от другой. Наплавку валика на пластину выполняли вдоль линии расположения ТП. Как показано на схемах на рис. 6, а, б, наложение второго валика на первый создает новый участок заковки металла (в ЗТВ2), нагреваемого выше интервала  $A_{c1} - A_{c3}$ . Температуры ниже  $A_{c1}$  вызывают частичный отпуск металла, закаленного при выполнении первого валика. Подобная ситуация будет иметь место при наплавке второго валика в зените первого (по схеме 1 + 1). В этом случае отпускному воздействию будет подвергнута большая часть закаленного металла в ЗТВ1 у первого валика. В случае зачистки первого валика на половину толщины (схема 1/2 + 1, рис. 6, в), участок заковки от второго валика будет «наслаиваться» на большую часть закаленного металла от первого валика (ЗТВ1). Отпуску будет подвергаться меньшая часть закаленного металла в ЗТВ1. Вероятно, по этой причине недостаточный отпускной эффект слабо повлиял на повышение  $\sigma_{кр}$  на рис. 4, б. Подобная ситуация с наслаиванием второго и первого участков заковки может иметь

место при сварке обычным валиком, но при наложении второго валика на большем токе (рис. 6, з). В этом случае благоприятным фактором, с точки зрения теплового воздействия на закаленный металл, можно считать внесение большего количества тепла в зону сварки.

Также представляла интерес оценка влияния повторного нагрева на количество остающегося в металле диффузионного водорода. В проведенных для этой цели экспериментах применяли карандашные пробы [11], наплавленные электродами ТМЛ-5 (легирование типа 06Х1М) в состоянии после длительного хранения без проковки; после наплавки пробы охлаждали в воде для фиксации исходной концентрации диффузионного водорода, затем осуществляли их повторный нагрев газовым пламенем и проводили спиртовый анализ. Температуру контролировали пирометром. При высокотемпературном нагреве (500 °C и более) сразу после достижения нужной температуры металл охлаждали в воде, при нагреве до 300 °C — охлаждали на воздухе до 100 °C, затем в воде. При комбинированных циклах исходную пробу нагревали до более высокой температуры,

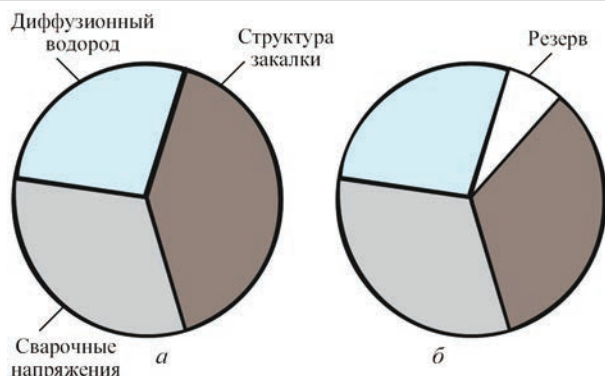


Рис. 7. Факторы, вызывающие замедленное разрушение сварных соединений (*a* — критическое состояние; *b* — состояние с резервом сопротивления трещинообразованию)

охлаждали вначале на воздухе до приблизительно 100 °С, затем в воде, далее пробу нагревали до следующей температуры с таким же ступенчатым охлаждением (воздух/вода). При 200 °С проведен также более длительный печной нагрев для имитации условия послесварочного отдыха. Используя ТП, закрепленную в середине толщины карандашной пробы, оценено время газового нагрева до температур 1000, 500, 300, 200 и 100 °С которое составило, соответственно, 15; 5,5; 2,9; 2 и 1,3 с; длительность охлаждения пробы на спокойном воздухе в интервалах 300...100, 200...100 °С была 300 и 200 с. В то же время в ЗТВ образцов Имплант спад температуры в указанных интервалах происходил быстрее — в среднем в 2,3 и 3 раза, хотя длительности нагрева до 500 °С были близкими. Учитывая имеющиеся различия в термических циклах с реальными сварными образцами, можно полагать, что использованный экспериментальный подход позволяет проследить только за тенденцией в изменении содержания диффузионного водорода при повторных нагревах.

**Влияние повторного нагрева на выделение диффузионного водорода ( $[H]_{\text{диф}}$ , см<sup>3</sup>/100 г Ме) из наплавленного металла (карандашных проб):**

|  |             |
|--|-------------|
| исходное состояние (после наплавки)..... | 7,55...5,37 |
| 1000 °С .....                            | ~0,2        |
| 700 °С .....                             | ~0,2        |
| 500 °С .....                             | ~0,7        |
| 300 °С .....                             | 0,96        |
| 200 °С .....                             | 2,26        |
| 500 °С + 300 °С.....                     | ~0,2        |
| 300 °С + 200 °С.....                     | 0,26        |
| 200 °С, 20 мин .....                     | 0           |

Результаты показали, что при кратковременном высокотемпературном воздействии концентрация диффузионного водорода снижается на порядок и более. Нагрев до 200...300 °С приводит к уменьшению  $[H]_{\text{диф}}$  в 2...3 раза. При комбинированных циклах концентрация  $[H]_{\text{диф}}$  также уменьшается более, чем на порядок. Отдых является наиболее эффективным; близкий эффект, вероятно, бу-

дет иметь место при сварке с предварительным подогревом.

Резюмируя изложенный материал, заметим, что холодные трещины являются следствием критического сочетания трех факторов в их определенном количественном выражении (рис. 7, *a*): сварочные напряжения, в МПа, создаваемые усадкой, определяют с помощью специальных методик, в условиях испытаний Имплант их задают усилием натяжения образца в соединении; состояние структуры закалки может оцениваться величиной твердости, водородный фактор обычно оценивают по количеству диффузионного водорода в пробах наплавленного металла либо в образцах сварного соединения. Ослабление влияния одного или нескольких из них ведет к появлению «резерва» в сопротивлении трещинообразованию (что, в качестве примера, на схеме рис. 7, *b* символизирует белый сектор как результат ослабления отрицательной роли структурного фактора). Радикальной мерой достижения высокой стойкости против трещин можно считать высокий отпуск сварных соединений, в результате чего происходит релаксация остаточных напряжений, максимальное снижение содержания водорода и переход закаленного металла в состояние, близкое к равновесному, характеризующееся улучшенной пластичностью. Как показано в настоящей работе, в условиях многопроходной сварки положительный эффект создает повторный нагрев металла в области ранее выполненных проходов. Следствием является улучшение структурного состояния металла и, вероятно, снижение до некоторой степени концентрации диффузионного водорода в зоне закалки в области ранее выполненных проходов в результате его диффузионного перераспределения и рассеяния.

**Выводы**

1. На примере испытаний по методу Имплант с использованием образцов из закаливающейся теплоустойчивой стали типа 25Х2НМФА показано, что в условиях ручной дуговой сварки покрытыми электродами повторный сварочный нагрев позволяет существенно повысить сопротивление замедленному разрушению закаленного металла в области ранее выполненных проходов. Эффект проявляется как при сварке без предварительного подогрева, так и с подогревом.

Экспериментально продемонстрировано, что критические напряжения, вызывающие трещинообразование, в зависимости от количества циклов повторного термического воздействия при наложении новых слоев отпускающих валиков, могут увеличиться приблизительно в 2...4 раза. При этом при сварке без предварительного подогрева может быть достигнуто сопротивление трещино-

образованию, эквивалентное сопротивлению при сварке с подогревом до 150...250 °С.

2. Результаты выполненных экспериментов позволяют предположить, что повторный сварочный нагрев при многопроходной сварке одновременно воздействует на два фактора, влияющих на замедленное разрушение – структурный, создавая частичный отпуск закаленных слоев в области ранее выполненных проходов, и водородный, способствуя уменьшению в них концентрации диффузионного водорода.

### Список литературы

1. Царюк А. К., Бреднев В. И. (1996) Проблема предупреждения холодных трещин. *Автоматическая сварка*, **1**, 36–40.
2. Касаткин О. Г. (1994) Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке. *Там же*, **1**, 3–7.
3. Sawhill J. M., Dix A. W., Savage W. F. (1974) Modified Implant Test for Studying Delayed Cracking. *Welding Journal*, **12**, 554-s–560-s.
4. Lippold J. C. (2015) *Welding Metallurgy and Weldability*. New Jersey (USA), John Wiley & Sons, Inc.
5. Бреднев В. И., Касаткин Б. С. (1988) Удельная работа образования очагов холодных трещин при сварке низколегированных высокопрочных сталей. *Автоматическая сварка*, **11**, 6–11.
6. Макара А. М., Мосендз Н. А. (1971) *Сварка высокопрочных сталей*. Киев, Техніка.
7. Снисарь В. В., Демченко Э. Л. (1990) Предотвращение холодных трещин в сварных соединениях высокопрочной стали 15X2H4MДА с аустенитно-мартенситным швом. *Автоматическая сварка*, **2**, 24–27.
8. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. (1977) *Превращения в железе и стали*. Москва, Наука.
9. Гуляев А. П. (1978) *Металловедение*. Москва, Металлургия.
10. Скульский В. Ю. (2009) Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающихся сталей. *Автоматическая сварка*, **7**, 14–20.
11. Козлов Р. А. (1986) *Сварка теплоустойчивых сталей*. Ленинград, Машиностроение.
12. Бурашенко И. А., Звездин Ю. И., Цуканов В. В. (1981) Обоснование температуры подогрева при сварке хромоникельмолибденованадиевых сталей мартенситного класса. *Автоматическая сварка*, **11**, 16–20.
13. Скульский В. Ю., Царюк А. К., Васильев В. Г., Стрижиус Г. Н. (2003) Структурные превращения и свариваемость закаливающейся высокопрочной стали 20XН4ФА. *Там же*, **2**, 19–23.
14. Синадский С. Е. (1967) *Способ многопроходной сварки*. А. с. № 202383. Бюллетень изобретений № 19, 4.09.1967.
15. Новиков И. И. (1971) *Теория термической обработки*. Москва, Металлургия.
16. Новикова Д. П., Богачек Ю. Л., Семенов С. Е. и др. (1976) Влияние охлаждения и деформации на ударную вязкость металла шва при сварке соединений высокопрочной стали. *Автоматическая сварка*, **10**, 21–23.
17. Metting G. F., Hausen T. (2014) Welche stähle wie schweißen? *Der praktiker*, **4**, 142–147.
18. Irvin A. B. (1991) Promising Chrome-Moly steel returns to American shores. *Welding Journal*, **12**, 35–40.
19. Zeman M., Blacha S. (2014) Spawalne martenzytyczne stale zarowitrymale nowej generacji. *Przegląd Spawalnictwa*, **4**, 51–61.
20. Хойзер Г. (1997) Присадочные материалы для сварки в энергетическом машиностроении. *Автоматическая сварка*, **9**, 40–44, 47.

21. Herold H., Krebs S., Arjakin N. (2002) New methods of orbital welding – a contribution towards joinability of new materials. *International conf. «Welding – Quality – Competitiveness»*. October 23–24 2002, Moscow.
22. Wang Y, Lundin C. D., Qiao C. Y. P. et al. (2005) Half-bead temper-bead controlled deposition techniques for improvement of fabrication and service performance of Cr-Mo steels, *WRC. Bulletin*, **506**.

### References

1. Tsaryuk, A.K., Brednev, V.I. (1996) Problem of prevention of cold cracks. *Avtomatich. Svarka*, **1**, 36-40 [in Russian].
2. Kasatkin, O.G. (1994) Peculiarities of hydrogen embrittlement of high-strength steels in welding. *Ibid.*, **1**, 3-7 [in Russian].
3. Sawhill, J.M., Dix, A.W., Savage, W.F. (1974) Modified implant test for studying delayed cracking. *Welding J.*, **12**, 554-s–560-s.
4. Lippold, J.C. (2015) *Welding metallurgy and weldability*. USA, John Wiley & Sons, Inc.
5. Brednev, V.I., Kasatkin, B.S. (1988) Specific work of formation of cold crack centers in welding of low-alloy high-strength steels. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 6-11 [in Russian].
6. Makara, A.M., Mosendz, N.A. (1971) Welding of high-strength steels. Kiev, Tekhnika [in Russian].
7. Snisar, V.V., Demchenko, E.L. (1990) Prevention of cold cracks in welded joints of high-strength steel 15Kh2N4MDA with austenite-martensite weld. *Avtomatich. Svarka*, **2**, 24-27 [in Russian].
8. Kurdyumov, G.V., Utevsky, L.M., Entin, R.I. (1977) *Transformations in iron and steel*. Moscow, Nauka [in Russian].
9. Gulyaev, A.P. (1978) *Metals science*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
10. Skulsky, V.Yu. (2009) Peculiarities of kinetics of delayed fracture of welded joints of hardening steels. *The Paton Welding J.*, **7**, 12-17.
11. Kozlov, R.A. (1986) *Welding of heat-resistant steels*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
12. Burashenko, I.A., Zvezdin, Yu.I., Tsukanov, V.V. (1981) Substantiation of preheating temperature in welding of chromium-nickel-molybdenum steels of martensite class. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 16-20 [in Russian].
13. Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K., Vasiliev, V.G., Strizhius, G.N. (2003) Structural transformations and weldability of hardening high-strength steel 20KhN4FA. *The Paton Welding J.*, **2**, 27-21.
14. Sinadsky, S.E. (1967) *Method of multipass welding*. Author's cert. 202383. Byulleten Izobretenij, 19, 4.09.1967 [in Russian].
15. Novikov, I.I. (1971) *Theory of heat treatment*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
16. Novikova, D.P., Bogachek, Yu.L., Semenov, S.E. et al. (1976) Influence of cooling and deformation on impact toughness of weld metal in welding of high-strength steel joints. *Avtomatich. Svarka*, **10**, 21-23 [in Russian].
17. Metting, G.F., Hausen, T. (2014) Welche stähle wie Schweissen? *Der Praktiker*, **4**, 142-147 [in German].
18. Irvin, A. B. (1991) Promising chrome-moly steel returns to American shores. *Welding J.*, **12**, 35-40.
19. Zeman, M., Blacha, S. (2014) Spawalne martenzytyczne stale zarowitrymale nowej generacji. *Przegląd Spawalnictwa*, **4**, 51-61 [in Polish].
20. Hoizer, G. (1977) Filler materials for welding power machine building. *Avtomatich. Svarka*, **9**, 40-44, 47 [in Russian].
21. Herold, H., Krebs, S., Arjakin, N. (2002) New methods of orbital welding – a contribution towards joinability of new materials. In: *Proc. of Int. Conf. on Welding – Quality – Competitiveness (October 23-24, 2002, Moscow)*.
22. Wang, Y., Lundin, C.D., Qiao, C.Y.P. et al. (2005) Half-bead temper-bead controlled deposition techniques for improvement of fabrication and service performance of Cr-Mo steels. *WRC, Bulletin*, **506**.



## ОПІР УПОВІЛЬНЕНОМУ РУЙНУВАННЮ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ РОТОРНОЇ СТАЛІ 25X2НМФА ПІСЛЯ ПОВТОРНОГО ЗВАРЮВАЛЬНОГО НАГРІВУ

В. Ю. СКУЛЬСЬКИЙ<sup>1</sup>, Г. М. СТРИЖИУС<sup>1</sup>, М. О. НІМКО<sup>1</sup>, А. Р. ГАВРИК<sup>1</sup>,  
О. Г. КАНТОР<sup>1</sup>, О. В. КОНОВАЛЕНКО<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>АТ «Турбоатом». 61037, м. Харків, просп. Московський, 199. E-mail: office@turboatom.com.ua

Робота присвячена експериментальному вивченню впливу повторних термічних дій в умовах ручного дугового зварювання гартованої теплостійкої сталі на опір уповільненому руйнуванню металу в області ЗТВ у раніше виконаних проходах. Відповідно до різних схем накладення відпускаючих валків з використанням методу Імплант визначено кількісні характеристики зміни стійкості проти уповільненого руйнування. Показано, що отриманий опір утворенню тріщин при зварюванні без попереднього підігріву може бути порівняним з опором при зварюванні з підігрівом. Оцінено вплив повторного нагріву на зміну структурного та водневого факторів, що впливають на утворення тріщин. Бібліогр. 22, рис. 7.

*Ключові слова:* гартована теплостійка сталь, повторний зварювальний нагрів, уповільнене руйнування, структурний і водневий фактори, метод Імплант, кількісна зміна опоры тріщин

## DELAYER FRACTURE RESISTANCE OF WELDED JOINTS OF ROTOR STEEL 25KH2NMFA AFTER WELDING REHEATING

V. Yu. SKULSKIY<sup>1</sup>, G. N. STRIZHIUS<sup>1</sup>, M.A. NIMKO<sup>1</sup>, A. R. GAVRIK<sup>1</sup>, A. G. KANTOR<sup>2</sup>, A. V. KONOVALENKO<sup>2</sup>

<sup>1</sup>E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>JSC «Turboatom». 199 Moskovskii Ave., 61037, Kharkov, Ukraine.

E-mail: office@turboatom.com.ua

The work is dedicated to experimental investigation of effect of repeated thermal effects under conditions of manual arc welding of hardening heat-resistant steel on delayed fracture resistance of metal in HAZ region of earlier performed passes. Applicable to different schemes of temper bead deposition using Implant method there were determined quantitative characteristics of change of delayed fracture resistance. It is shown that received crack resistance in welding without preheating can be compared with resistance in welding with heating. Effect of reheating on change of structure and hydrogen factor, influencing crack formation was evaluated. 22 Ref., 7 Fig.

*Keywords:* hardening high-temperature steel, welding reheating, delayed fracture, structural and hydrogen factors, Implant method, quantitative change of crack formation resistance

Поступила в редакцію 14.01.2019

**XI Міжнародна спеціалізована виставка**  
**КИЇВСЬКИЙ**  
**ТЕХНІЧНИЙ ЯРМАРОК**

**ІЕС** МІЖНАРОДНИЙ  
ВИСТАВКОВИЙ ЦЕНТР  
Україна, м. Київ, Броварський пр-т, 15  
тел.: (044) 201-11-58, 201-11-65, 201-11-56  
e-mail: alexk@iec-expo.com.ua  
www.iec-expo.com.ua, www.tech-expo.com.ua

**2-5 квітня**  
**2019**

Генеральний інформаційний партнер: **СЕРВІСАВАНС ІНСТРУМЕНТ**  
Ексклюзивний медіа партнер: **ГОЛОВНОГО ІНЖЕНЕРА**  
Технічний партнер: **RealMedia**