

## СВАРИВАЕМОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ S460M

**В. Д. ПОЗНЯКОВ, С. Л. ЖДАНОВ, А. В. ЗАВДОВЕЕВ, А. А. МАКСИМЕНКО, Т. Г. СОЛОМИЙЧУК**  
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Конструкционные стали класса прочности С350 и более широко используются при изготовлении металлоконструкций различного назначения. Их применение позволяет значительно снизить общую металлоемкость конструкций по сравнению с изделиями из сталей марок Ст.3 и 09Г2С. В данной работе рассмотрено влияние термических циклов сварки на свойства и структуру металла ЗТВ, сопротивляемость соединений образованию холодных трещин. Обоснован выбор сварочных материалов для сталей класса прочности С490, а также проанализировано изменение механических свойств сварных соединений. Установлено, что с ростом скорости охлаждения металла ЗТВ модельных образцов-имитаторов прочностные характеристики возрастают, а пластические падают. При этом показатели ударной вязкости резко снижаются при скорости охлаждения 3 °С/с. Существенно повысить сопротивляемость образованию холодных трещин в технологических пробах стали S460M при увеличенном содержании диффузионного водорода в наплавленном металле возможно, уменьшив величину остаточных напряжений в сварных соединениях до уровня, не превышающего  $0,5\sigma_T$  стали ( $\leq 235$  МПа). Библиогр. 13, табл. 1, рис. 9.

*Ключевые слова:* высокопрочная сталь, термический цикл сварки, скорость охлаждения, механические свойства, холодные трещины, диффузионный водород, хрупкое разрушение

Развитие современной промышленности, строительной индустрии и энергетики предъявляет новые требования к металлоконструкциям в части снижения металлоемкости и повышения их надежности [1–4]. Такого эффекта можно достичь применяя новые высокопрочные стали с пределом текучести более 390 МПа. Конструкционные стали класса прочности С350 и более используются в мостостроении, строительстве высотных домов, ветряной энергетике для строительства опор ветряков, а также при изготовлении металлоконструкций грузового железнодорожного транспорта [1, 5]. Применение высокопрочного проката позволяет до 80 % снизить общую металлоемкость конструкций по сравнению с изделиями из сталей марок Ст.3 и 09Г2С [6].

В современном производстве для создания сталей повышенной прочности используют в основном два подхода. Первый заключается в применении легирующих элементов, повышающих прочностные характеристики. Однако этот путь ведет к существенному удорожанию изготовленного металлопроката. Альтернативой легирования является термомодеформационное упрочнение металла или контролируемая прокатка с последующей термообработкой. К таким сталям относится высокопрочная низколегированная сталь S460M (класс прочности С490), микролегированная ниобием и ванадием. По данным стандарта EN10025-4 сталь обладает следующими механическими свойствами:  $\sigma_T > 460$  МПа,  $\sigma_B = 540..720$  МПа,  $\delta_5 > 18$  %,  $KCV_{-40} > 27$  Дж/см<sup>2</sup>. Такие характеристики обеспечива-

ет мелкодисперсная структура, полученная после контролируемой прокатки.

При изготовлении конструкций из низколегированных сталей такого класса прочности актуальным становится вопрос изучения их свариваемости [7]. Известно, что в процессе сварки металл зоны термического влияния (ЗТВ) претерпевает структурные превращения, которые ведут к изменениям механических свойств [8]. В связи с этим в данной статье рассматривается влияние термических циклов сварки на свойства и структуру металла ЗТВ, сопротивляемость образованию холодных трещин. Предложены сварочные материалы для стали S460M класса прочности С490, исследованы механические свойства сварных соединений и сопротивляемость их хрупкому разрушению.

**Методика проведения исследований.** Для проведения экспериментов выбрана конструкционная сталь S460M толщиной 16 мм следующего химического состава, мас. %: 0,15 С; 0,23 Si; 1,3 Mn; 0,09 Cr; 0,019 Ni; 0,01 V; 0,05 Nb; 0,025 Al; 0,007 N<sub>2</sub>; 0,013 S; 0,017 P. Механические свойства исследуемой стали S460M следующие:  $\sigma_T = 480$  МПа;  $\sigma_B = 600$  МПа;  $\delta_5 = 27$  %;  $\psi = 58$  %.

В качестве критерия термического цикла сварки (ТЦС) принимали скорость охлаждения металла в интервале температур 600...500 °С ( $w_{6/5}$ ). По результатам исследований были определены скорости охлаждения, при которых происходит снижение показателей прочности, пластичности и ударной вязкости металла ЗТВ по сравнению с регламентированными требованиями к сварным со-

единениям. Исследования проводили с помощью модельных образцов размером 120×12×12 мм, которые были термообработаны в соответствии с термическими циклами сварки на установке МСР-75 [9]. Процесс термообработки заключался в следующем. Сначала образцы током, проходящим через них, нагревались до температур 1200...1300 °С, которые характерны для участка перегрева ЗТВ сварных соединений. Скорость нагрева образцов составляла 150...170 °С/с, что соответствует условиям нагрева металла в зоне термического влияния при дуговых процессах сварки. При данной температуре образцы выдерживались в течение примерно двух секунд, а затем принудительно охлаждались. Для испытания на статическое растяжение из стали механическим способом изготавливали образцы (тип II) в соответствии с ГОСТ 6996–96 (по 3 образца на каждую скорость охлаждения). Испытания выполнялись по ГОСТ 6996–66 при комнатной температуре. Для испытаний на ударную вязкость изготавливали образцы тип XI, которые испытывали при температурах 20, –20 и –40 °С.

Исследование склонности стали S460M к замедленному разрушению выполняли с использованием метода Имплант на специализированной установке, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины [10]. Скорость охлаждения металла ЗТВ изменяли за счет разной начальной температуры пластин, которая в зависимости от технологического варианта сварки варьировалась от 20 до 90 °С. Для этого использовали предварительный подогрев. Такой подход позволил изменять скорость охлаждения сварных соединений  $w_{6/5}$  в диапазоне 21...14 °С/с. Содержание диффузионного водорода в наплавленном металле (оценивали методом карандашных проб с использованием в качестве запирающей жидкости смесь глицерина с дистиллированной водой в пропорции 1:4) изменяли, используя электроды с различной влажностью покрытия. Для этого они увлажнялись и прокаливались при различных температурах. Статическую нагрузку образцов со скоростью 5...10 МПа/с начинали после их охлаждения до температуры 150...100 °С, а за показатель сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин принимали критические напряжения  $\sigma_{кр}$ , при которых образец не разрушался в течение 24 ч.

Поскольку одним из основных факторов, влияющих на сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин, является уровень остаточных напряжений, исследования проводили с использованием стыковых технологических проб с регулируемой жесткостью. Это позволило без изменения водородного и структурного факторов, влияющих на образование холодных трещин в сварных соединениях, регулировать только напряженное состояние технологических проб

и оценить его влияние на стойкость соединений против образования холодных трещин.

Для проведения исследований в работе выбрана технологическая проба, представляющая собой массивную плиту размером 400×400 и толщиной 40...60 мм, на которую устанавливаются и привариваются по всему периметру с катетом 12 мм две пластины, из которых формируется контрольное сварное соединение. В V-образном стыковом соединении стали S460M предусмотрено наличие зазора 1,5...2,0 мм и притупление 3,0...4,0 мм для обеспечения технологического непровара, являющегося концентратором напряжений и инициирующего образование трещин. Уровень жесткости определялся шириной пластин, из которых состоит контрольное стыковое соединение. В соответствии с методикой исследований выполняли сварку стыковых соединений из пластин шириной 50, 100 и 150 мм и толщиной 16 мм. Общая ширина соединений при этом составляла 100, 200, и 300 мм.

Исследования прошлых лет [11], которые выполнялись на многослойных соединениях, свидетельствуют, что в процессе формирования сварных соединений происходит значительное поперечное укорочение металла шва и ЗТВ по всей длине образца. Наиболее интенсивное укорочение наблюдалось в центральной части шва после выполнения корневых валиков. Согласно этим данным наибольшая величина перемещений наблюдалась в жестких образцах шириной 300 мм ( $\Delta L \approx 0,45$  мм). В более узких пробах шириной 200 и 100 мм прохождение процессов пластической деформации затруднено, и поэтому максимальные величины поперечного укорочения в них меньше:  $\Delta L \approx 0,4$  мм и 0,33 мм, соответственно. Это способствует формированию более высокого уровня остаточных сварочных напряжений в образцах с максимальной жесткостью закрепления (база закрепления  $B = 100$  мм). При увеличении базы закрепления  $B$  от 100 до 300 мм уровень остаточных напряжений в металле швов сварных соединений уменьшается от 0,8...0,9 до 0,4...0,5 предела текучести металла швов. Ручную дуговую сварку соединений стали S460M выполняли электродами УОНИ-13/55 и FOX EV-50 диаметром 4,0 мм на режиме:  $I_{св} = 160...170$  А;  $U_{д} = 24...25$  В;  $v_{св} = 8,5...9,0$  м/ч. Для механизированной сварки соединений этой стали применялись проволоки сплошного сечения Св-08Г2С и G3Si1 и порошковая проволока марки Megafil 821R диаметром 1,2 мм. Сварку выполняли в смеси газов 82 % Ar + 18 % CO<sub>2</sub> на режимах:  $I_{св} = 170...190$  А;  $U_{д} = 26...28$  В;  $v_{св} = 11,5...12$  м/ч при использовании проволоки сплошного сечения и  $I_{св} = 220...240$  А;  $U_{д} = 28...30$  В;  $v_{св} = 14...15$  м/ч при использовании порошковой проволоки.

Для определения значений критического коэффициента интенсивности напряжений  $K_{1C}$  и критического раскрытия трещины  $\delta_c$  применяли образцы прямоугольного сечения размером 10×20×90 мм с надрезом длиной 7 мм и усталостной трещиной протяженностью 3 мм. Эти образцы испытывали на трехточечный изгиб в диапазоне температур от 20 до –40 °С. С использованием критериев механики разрушения [12] проводили оценку сопротивляемости хрупкому разрушению сварных соединений стали S460M в зависимости от применяемых сварочных материалов и способов сварки. Вершина усталостной трещины в одних образцах располагалась в металле шва, а в других — в металле ЗТВ. Для сравнения также были изготовлены образцы из основного металла стали S460M.

**Полученные результаты и обсуждение. Влияние термических циклов сварки на структуру и свойства.** В представленной работе изучалась структура и механические свойства термомеханически упрочненной стали S460M (класс прочности S440), изготовленной согласно ДСТУ EN 10025-4:2007 на Мариупольском металлургическом комбинате им. Ильича. Благодаря проведению термомеханической прокатки в диапазоне температур 900...700 °С с контролируемым охлаждением в стали S460M образуется ферритно-перлитная, полосчатая структура с твердостью  $HV - 195$  (рис. 1).

Балл зерна соответствует № 10 по ГОСТ 5639–82, а балл полосчатости — номеру 5 по шкале 3 ГОСТ 5640–68. Загрязненность неметаллическими включениями, такими как силикаты, алюмосиликаты, сульфиды и окисульфиды, соответствует баллу № 1 по ГОСТ 1778–70.

Показатели ударной вязкости стали S460M существенно превышают нормативные значения  $KCV_{-40} \geq 34$  Дж/см<sup>2</sup> даже при температуре испытаний –60 °С ( $KCV_{-60} = 76$  Дж/см<sup>2</sup>).

В свою очередь зависимости, характеризующие изменения показателей прочности и пластичности в имитированном металле ЗТВ стали S460M под влиянием ТЦС, приведены на рис. 2, а, б. Результаты проведенных исследований свидетельствуют о том, что с изменением скорости охлаждения в интервале температур 600...500 °С ( $w_{6/5}$ ) от 3 до 25 °С/с повышаются показатели прочности металла ЗТВ по сравнению с исходным состоянием, а именно  $\sigma_T$  от 490 до 810 МПа и  $\sigma_B$  от 600 до 1000 МПа. В то же время ухудшаются пластические свойства имитируемого металла ЗТВ по сравнению с исходным состоянием. Особенно это касается показателей относительного удлинения, которые снижаются в 2,5...3,0 раза, в то же время показатели относительного сужения уменьшаются на 15...20 %.

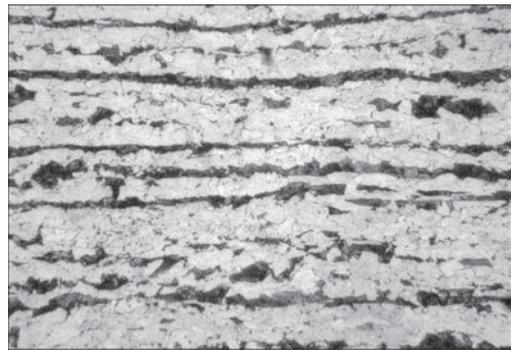


Рис. 1. Микроструктура (×500) стали S460M

При испытаниях на ударный изгиб образцов с острым V-образным надрезом установлено, что ударная вязкость металла ЗТВ стали S460M уменьшается по отношению к основному металлу (рис. 2, в). Наиболее существенное снижение значений  $KCV$  в 4...9 раз наблюдается в образцах, которые остывали со скоростью  $w_{6/5} = 3$  °С/с (от 111 до 33 Дж/см<sup>2</sup> при температуре испытаний 20 °С, от 109 до 15 Дж/см<sup>2</sup> при температуре –20 °С и от 95 до 10 Дж/см<sup>2</sup> при температуре –40 °С). С ростом скорости охлаждения до 10 °С/с они повышаются до значений  $KCV_{-40} = 27$  Дж/см<sup>2</sup>, а потом несколько снижаются и при  $w_{6/5} = 25$  °С/с составляют:  $KCV_{20} = 50$  Дж/см<sup>2</sup>,  $KCV_{-20} = 30$  Дж/см<sup>2</sup> и

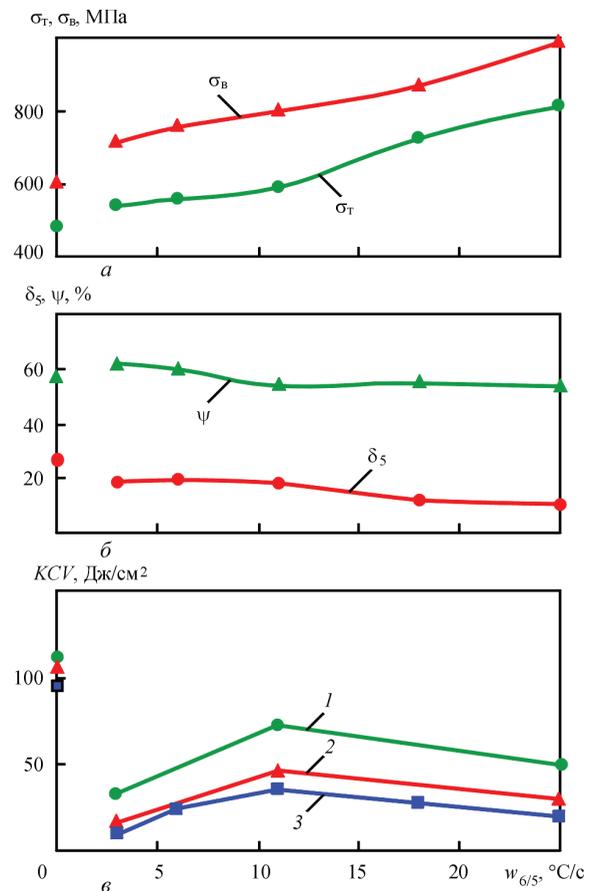


Рис. 2. Влияние скорости охлаждения на прочность (а), пластичность (б) и ударную вязкость при температуре испытаний: 1 — 20; 2 — –20; 3 — –40 °С (в) имитированного металла ЗТВ стали S460M

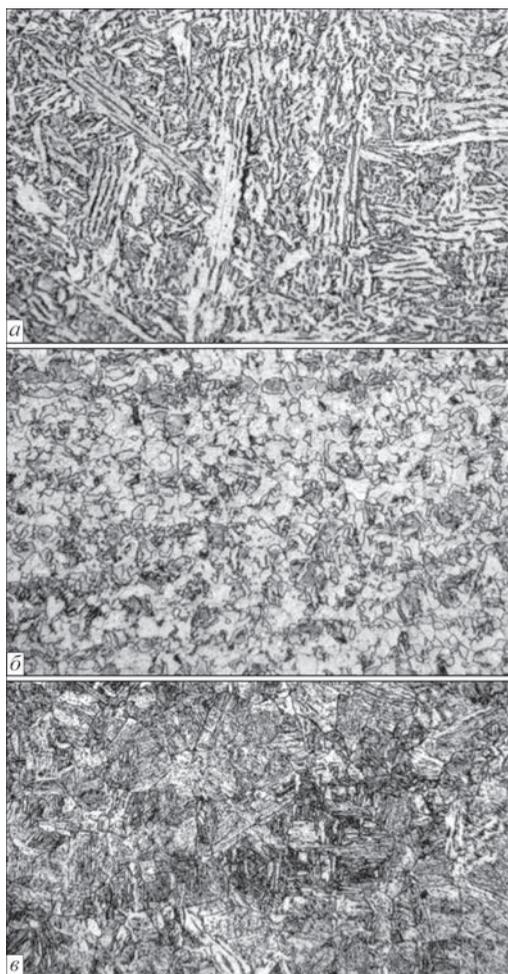


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 500$ ) металла ЗТВ модельных образцов стали S460M: а —  $w_{6/5} = 3$ ; б — 10; в — 25 °C/c

$KCV_{-40} = 20$  Дж/см<sup>2</sup> (для сравнения значения ударной вязкости стали S460M при температурах испытаний в диапазоне от 20 до  $-40$  °C находятся в пределах 95...110 Дж/см<sup>2</sup>).

Такие изменения механических свойств металла ЗТВ стали S460M обусловлены различными структурными преобразованиями в диапазоне исследуемых скоростей охлаждения. Об этом свидетельствуют результаты металлографических исследований.

Металлографическими исследованиями установлено, что на участке перегрева в металле ЗТВ стали S460M при скорости охлаждения  $w_{6/5} = 3$  °C/c сформировалась структура, состоящая из различных морфологических форм феррита и небольшого количества перлита (рис. 3, а). Твердость такого металла составляет  $HV1 = 2400$  МПа, а полосчатость структуры, которая наблюдалась в нем до обработки по термическому циклу, исчезает полностью.

При повышении  $w_{6/5}$  до 10 °C/c образуется равноосная феррито-перлитная с участками бейнитной составляющей мелкодисперсная структура. Размер зерна по ГОСТ 5639–82 соответствует баллу 9 по шкале 1, а твердость почти не меняется,

хотя показатели прочности растут примерно на 100 МПа.

При дальнейшем росте скорости охлаждения до  $w_{6/5} = 25$  °C/c в имитированном металле ЗТВ формируется структура, состоящая из смеси верхнего и нижнего бейнита и небольшого количества мартенсита и феррита. Благодаря этому твердость металла повышается до  $HV1 = 2800...2960$  МПа, что в свою очередь приводит к росту показателей его статической прочности и падения пластических свойств.

**Сопrotивляемость сварных соединений образованию холодных трещин.** Известно, что на образование холодных трещин определяющее влияние имеют следующие факторы: закалочные структуры в металле ЗТВ и шва, водород в этих участках сварного соединения и напряжения I рода, вызванные процессом сварки и жесткостью закрепления соединений.

При сварке в металле ЗТВ низкоуглеродистых термоупрочненных сталей формируются структуры, пластичность которых резко снижается с повышением содержания водорода. Водород выделяется в несовершенствах структуры металла (порах, трещинах, по границам зерен и т. д.) и вызывает возникновение высоких локальных напряжений. При совместном воздействии напряжений, обусловленных процессом сварки, структурными преобразованиями и водородом, в металле ЗТВ могут возникать холодные трещины.

Наиболее простым решением проблемы снижения концентрации диффузионного водорода в металле шва является использование низководородных сварочных материалов, а именно электродов с основным покрытием для ручной дуговой сварки и порошковых проволок основного типа для механизированной сварки в защитных газах.

Что касается возможности удаления диффузионного водорода из сварного соединения, то надо отметить эффективность применения предварительного подогрева или выполнения этой процедуры после сварки. Если назначение предварительного подогрева — уменьшение скорости охлаждения и, в то же время, увеличение срока охлаждения в интервале температур 800...500 °C, то подогрев после сварки замедляет скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур 300...100 °C, что позволяет в большей степени удалять диффузионный водород из сварного соединения.

Установлено, что при малых концентрациях диффузионного водорода в наплавленном металле (рис. 4.), а именно при  $[H]_{\text{диф}} = 1,6$  мл/100 г, даже при сварке без предварительного подогрева ( $w_{6/5} = 21$  °C/c) сталь S460M не подвержена замедленному разрушению. Об этом свидетельствует тот

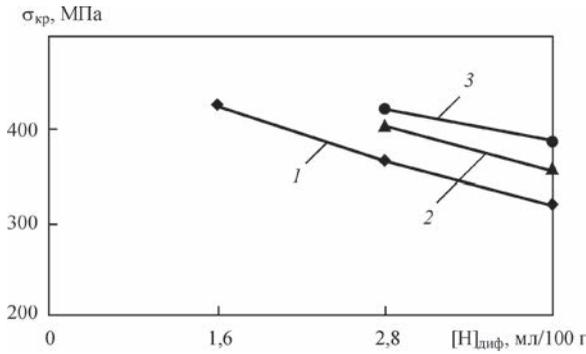


Рис. 4. Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ стали S460M: 1 — без подогрева; 2 —  $T_{п} = 60$ ; 3 —  $90$  °C

факт, что через 24 ч после нагрузки образцов, трещины в них не образовывались даже в том случае, когда уровень напряжений приближался к пределу текучести металла ЗТВ стали.

С повышением содержания диффузионного водорода в наплавленном металле от 1,6 до 3,8 мл/100 г риск образования холодных трещин в металле ЗТВ сварных соединений возрастает. Повысить сопротивление сварных соединений образованию холодных трещин возможно за счет использования предварительного подогрева. Так, при  $[H]_{диф} = 3,8$  мл/100 г подогрев  $T_{п}$  до температуры  $60$  °C позволяет повысить уровень критических напряжений до 350 МПа, а при  $T_{п} = 90$  °C — до  $\sigma_{кр} = 390$  МПа.

При ограниченном содержании диффузионного водорода в наплавленном металле сталь S460M не проявляет склонности к замедленному разрушению. Соответственно и сварные соединения этих сталей при данных условиях должны иметь хорошую сопротивляемость образованию холодных трещин. Как свидетельствуют результаты испытаний технологических проб (таблица), при сварке без предварительного подогрева исключить вероятность образования холодных трещин в соединениях стали S460M, независимо от жесткости их закрепления, возможно в условиях, когда содержание диффузионного водорода в на-

плавленном металле не превышает 1,6...1,7 мл/100 г при  $Q_{св} = 11...13$  кДж/см и 3,0 мл/100 г при  $Q_{св} = 15...16$  кДж/см и выше. Это хорошо коррелирует с результатами испытаний по методу Имплант.

Трещины в технологических пробах стали S460M шириной  $B = 100$  мм наблюдались в тех случаях, когда сварка выполнялась без предварительного подогрева ( $w_{6/5} = 21$  °C/c), а содержание диффузионного водорода в наплавленном металле составляло 5,3 мл / 100 г. В технологических пробах с базой закрепления 100 мм трещина, которая поразила сварное соединение по всей длине и вышла на поверхность корневого шва, начала образовываться уже через 2 ч после завершения сварки. Об этом свидетельствовали сигналы акустической эмиссии, которые фиксировались с помощью прибора ИКД-128 [13]. Через 4 ч трещина визуально просматривалась на поверхности шва.

Существенно повысить сопротивляемость образованию холодных трещин в технологических пробах стали S460M при увеличенном содержании диффузионного водорода в наплавленном металле возможно, уменьшив величину остаточных напряжений в сварных соединениях до уровня, не превышающего  $0,5\sigma_T$  стали ( $\leq 235$  МПа). Именно такой уровень напряжений формируется в металле швов сварных соединений стали S460M, выполненных электродами УОНИ 13/55 при базе закрепления 200 мм (см. таблицу).

**Структура и механические свойства сварных соединений стали S460M.** Анализ результатов испытаний показывает, что по показателям статической прочности и пластичности требованиям к стали S460M ( $\sigma_T \geq 460$  МПа,  $\sigma_B \geq 540...720$  МПа,  $\delta_5 \geq 17$  %) согласно EN 10025-4:2007 соответствуют сварные швы, которые выполнялись электродами FOX EV 50, проволокой сплошного сечения G3Si1 и порошковой проволокой марки Megafil 821R.

Несколько ниже на 5...13 % нормативных показателей значение пределов текучести металла швов сварных соединений стали S460M, выпол-

**Результаты исследования технологических проб «жесткая обварка» стали S460M**

Ширина B, мм	Сварочные материалы	Режимы сварки				T <sub>п</sub> , °C	[H] <sub>диф</sub> , мл/100 г	Наличие трещин, %		
		I <sub>св</sub> , А	U <sub>д</sub> , В	v <sub>св</sub> , м/ч	Q <sub>св</sub> , кДж/см			кореень	середина	поверхность
100	Электроды УОНИ-13/55 диаметром 4 мм	150...170	24...26	8...10	12,5...11,0	20	5,3	100	100	100
200	Электроды УОНИ-13/55 диаметром 4 мм	150...170	24...26	8...10	12,5...11,0	20	5,3	0	0	0
100	Электроды УОНИ-13/55 диаметром 4 мм	150...170	24...26	8...10	12,5...11,0	60	5,3	0	0	0
100	Проволока Св-08Г2С диаметром 1,2 мм в CO <sub>2</sub>	180...200	28...30	13...14	13,0...11,0	20	1,0	0	0	0
100	Проволока Св-08Г2С диаметром 1,2 мм в CO <sub>2</sub>	220...240	30...32	6...7	33,0...28,4	20	1,0	0	0	0
100	Проволока Megafil 821R диаметром 1,2 мм в CO <sub>2</sub>	240...260	28...30	17...18	15,8...14,8	20	3,0	0	0	0

ненных электродами УОНИ-13/55 и проволокой Св-08Г2С, которые составляют соответственно 440 и 400 МПа. В то же время показатели предела прочности ( $\sigma_B \approx 556$  МПа) и относительного удлинения ( $\delta_5 = 31\%$ ) превышают их минимальные стандартные значения для стали.

Большие значения показателей предела текучести и предела прочности по отношению к швам, сваренным электродами УОНИ-13/55 и проволокой Св-08Г2С имеет металл, наплавленный электродами FOX EV-50, а также в смеси газов проволокой сплошного сечения G3Si1 и порошковой марки Megafil 821R, соответственно. Зато показатели относительного удлинения при механизированной сварке, хотя и ниже аналогичных показателей для металла, наплавленного покрытыми электродами, но превышают нормативные значения, предъявляемые к основному металлу.

Обращает на себя внимание тот факт, что показатели прочности и пластичности металла швов, выполненных электродами УОНИ-13/55 и проволокой сплошного сечения Св-08Г2С, достаточно близки. Об этом свидетельствуют результаты металлографических исследований. Они показали, что структура таких швов (рис. 5, а, б) мелкодисперсная и состоит преимущественно из полигонального феррита с незначительными перлитны-

ми включениями по границам ферритных зерен с твердостью  $HV - 191...200$ . Зато при сварке порошковой проволокой Megafil 821R структура металла шва состоит преимущественно из структурно свободного феррита с незначительным содержанием крупноиглочатого феррита (рис. 5). Твердость в данном случае составляет  $HV - 210$ , что приводит к росту показателей прочности и уменьшению пластических свойств.

Структура металла на участке перегрева ЗТВ сварных соединений стали S460M идентифицируется как крупнозернистая ферритно-перлитная с примерно равным соотношением ферритной и перлитной составляющих и твердостью  $HV - 205...221$  (рис. 6, а-в).

По результатам испытаний образцов с острым надрезом установлено, что все указанные сочетания сталь-сварочный материал способны обеспечить ударную вязкость как металла швов, так и металла ЗТВ сварных соединений стали S460M на уровне требований евро норм, а именно  $KCV_{40} \geq 27$  Дж/см<sup>2</sup> (рис. 7).

**Сопротивляемость сварных соединений стали S460M хрупкому разрушению.** Хрупкое разрушение в сварных соединениях возникает в зонах небольшого объема металла, в котором локализируются пластические деформации. Зонами

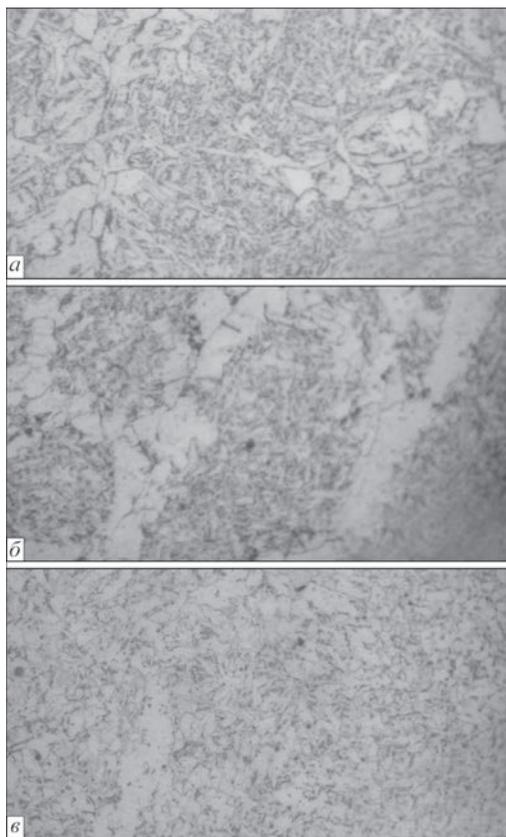


Рис. 5. Микроструктура ( $\times 400$ ) металла шва сварных соединений стали S460M, выполненных УОНИ-13/55 (а), проволокой сплошного сечения Св-08Г2С (б) и порошковой проволокой Megafil 821R (в)

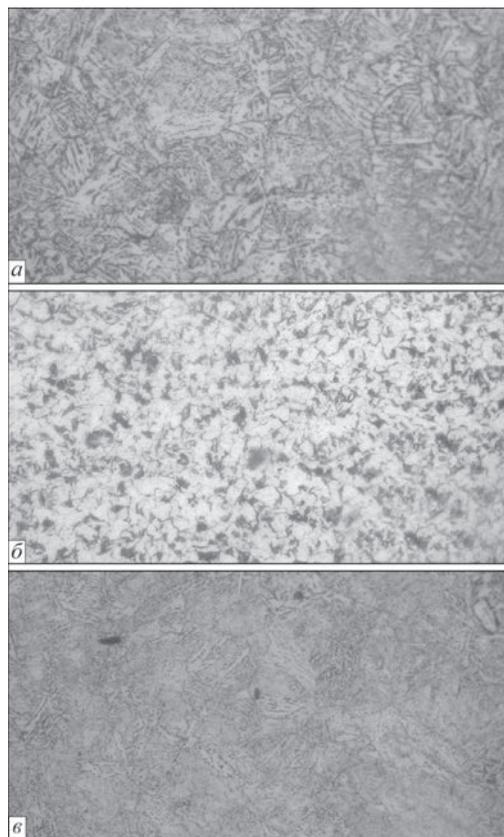


Рис. 6. Микроструктура ( $\times 400$ ) металла ЗТВ на участке перегрева сварных соединений стали S460M, выполненных УОНИ-13/55 (а), проволокой сплошного сечения Св-08Г2С (б) и порошковой проволокой Megafil 821R (в)

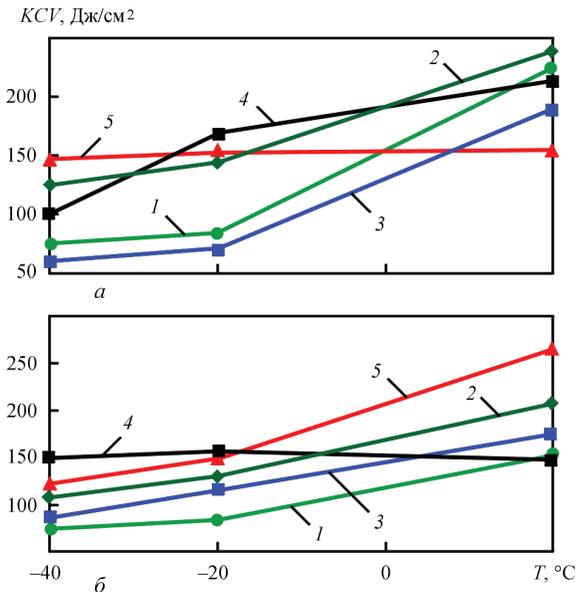


Рис. 7. Ударная вязкость металла швов (а) и металла ЗТВ (б) сварных соединений стали S460M, выполненных электродами УОНИ-13/55 (1) и FOX EV-50 (2); проволокой сплошного сечения Св-08Г2С (3), G3Si1 (4) и порошковой проволокой Megafil 821R (5)

разрушения может быть металл, возле которого есть такие дефекты, как трещины, несплавления, поры, шлаковые включения, подрезы. Эти дефекты (особенно мелкие) не всегда могут быть обнаружены методами неразрушающего контроля такими, как ультразвуковая и магнитная дефектоскопия, радиография и тому подобное. При статическом и циклическом нагружении сварных конструкций эти дефекты могут инициировать развитие трещин в металле, которые при эксплуатации (особенно в условиях минусовых температур) приводят к их разрушению.

Согласно методике механики разрушения критический коэффициент интенсивности напряжений  $K_{1C}$  используется для оценки чувствительности металла к концентрации напряжений в условиях плоской деформации при статической нагрузке (чаще изгибом). При повышении значений  $K_{1C}$  чувствительность металла к концентрации напряжений снижается. Вторым критерий механики разрушения — критическое раскрытие трещины  $\delta_c$  является деформационным критерием и используется для оценки сопротивления металла началу движения трещины. С его помощью осуществляется оценка сопротивления металла хрупкому разрушению в условиях большой пластической деформации, когда трещина в своей вершине достигает критических значений  $\delta_c$  и начинает быстро распространяться, используя энергию, которая высвобождается при дальнейшем ее росте [11].

Проведенными исследованиями установлено, что для металла шва, выполненного электродами УОНИ-13/55, при температуре испытаний  $-40$ ,  $-20$  и  $20$  °C средние значения  $K_{1C}$  равны соответ-

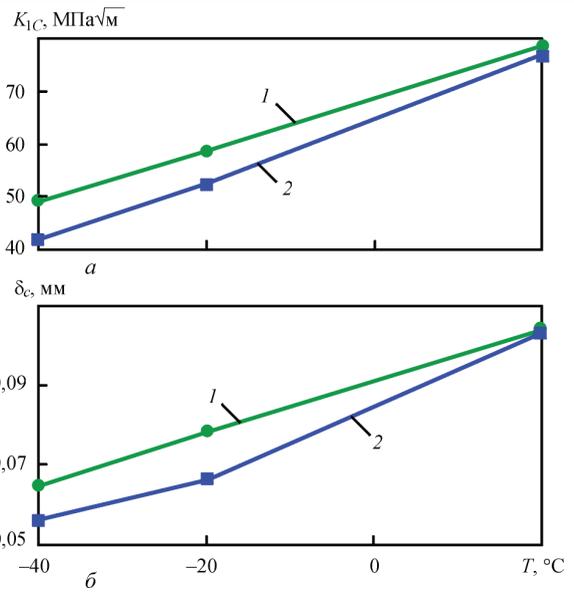


Рис. 8. Зависимость значений критического коэффициента интенсивности напряжения  $K_{1C}$  (а) и критического раскрытия трещины  $\delta_c$  (б) от температуры испытаний для металла швов сварных соединений стали S460M, выполненных порошковой проволокой Megafil 821R (1) и электродами УОНИ-13/55 (2)

ственно 42,1; 52,2 и 77,2 МПа√м, а для металла шва, выполненного порошковой проволокой марки Megafil 821R, при аналогичных температурах испытаний средние значения  $K_{1C}$  равны соответственно 49,1; 58,5 и 78,6 МПа√м, т. е. увеличиваются на 14,3; 10,8 и 1,8 % (рис. 8).

Для металла ЗТВ сварных соединений, выполненных электродами УОНИ 13/55, при температуре испытаний  $-40$ ,  $-20$  и  $20$  °C средние значения  $K_{1C}$  равны соответственно 41,4, 52,3 и 73,2 МПа√м, а для металла ЗТВ сварных соединений, выполненных порошковой проволокой марки Megafil 821R составляют 47,6; 52,9 и 76,4 МПа√м, то есть тоже увеличиваются в среднем на 13,1; 1,2 и 4,2 % (рис. 9). В то же время для основного металла средние значения коэффициента интенсивности напряжений  $K_{1C}$  составляют 49,7; 59,2 и 82,5 МПа√м при температуре испытаний  $-40$ ,  $-20$  и  $20$  °C и на 11...15 % превышают величины этого коэффициента для металла сварных соединений.

Средние значения  $\delta_c$  для металла шва при ручной сварке электродами УОНИ-13/55 (температуры испытаний  $-40$ ,  $-20$  и  $20$  °C) соответственно равны 0,056; 0,066 и 0,103 мм, а для металла шва, выполненного порошковой проволокой марки Megafil 821R при аналогичных температурных условиях испытаний, составляют соответственно 0,065; 0,078 и 0,104 мм. Такая же тенденция характерна и для металла ЗТВ сварных соединений. При сварке электродами УОНИ-13/55, значение  $\delta_c$  соответственно для температур испытаний  $-40$ ,  $-20$  и  $20$  °C 0,055; 0,069 и 0,097 мм, а для металла ЗТВ, выполненного порошковой проволокой марки Megafil 821R, они соответственно равны 0,063;

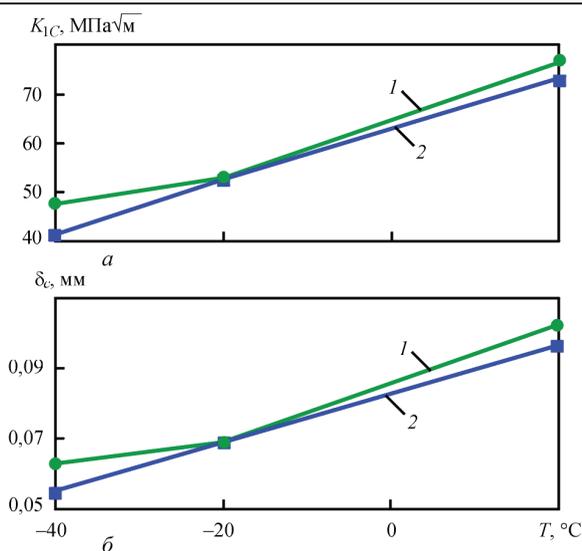


Рис. 9. Зависимость значений критического коэффициента интенсивности напряжения  $K_{1C}$  (а) и критического раскрытия трещины  $\delta_c$  (б) от температуры испытаний для металла ЗТВ сварных соединений стали S460M, выполненных порошковой проволокой Megafil 821R (1) и электродами УОНИ-13/55 (2)

0,069 и 0,103 мм (рис. 9). Значение  $\delta_c$  для основного металла также, как и величины  $K_{1C}$ , выше чем в металла сварных соединений и равны соответственно 0,066, 0,078 и 0,12 мм. Следует отметить, что соотношение значений  $\delta_c$  для металла шва и металла ЗТВ сварных соединений стали S460M для различных сварочных материалов аналогичны соотношениям величин  $K_{1C}$ .

Общим является то, что при механизированной сварке порошковой проволокой Megafil 821R в смеси газов 82 % Ar + 18 % CO<sub>2</sub> металл сварных соединений стали S460M имеет более высокое сопротивление хрупкому разрушению, чем при ручной дуговой сварке электродами УОНИ-13/55. Эти данные хорошо согласуются с результатами исследований сопротивляемости хрупкому разрушению сварных соединений близкой по химическому составу стали S355J2.

### Выводы

1. Установлено, что в диапазоне скоростей охлаждения  $7 \leq w_{6/5} \leq 15$  °C/с металла ЗТВ модельных образцов стали S460M сохраняются значения показателей статической прочности, пластичности и ударной вязкости на уровне значений основного металла.

2. Установлено, что при малых концентрациях диффузионного водорода в наплавленном металле, а именно при  $[H]_{диф} = 1,6$  мл/100г, даже при сварке без предварительного подогрева сталь S460M не склонна к замедленному разрушению.

3. Существенно повысить сопротивляемость образованию холодных трещин в технологических пробах стали S460M при увеличенном содержании диффузионного водорода в наплавленном металле возможно, уменьшив величину остаточных напряжений в сварных соединениях до уровня, не превышающего  $0,5\sigma_T$  стали ( $\leq 235$  МПа) или применить предварительный подогрев до 60 °C.

4. Показано, что при механизированной сварке порошковой проволокой Megafil 821R в смеси газов 82 % Ar + 18 % CO<sub>2</sub> металл сварных соединений стали S460M имеет более высокое сопротивление хрупкому разрушению, чем при ручной дуговой сварке электродами УОНИ-13/55.

1. Ufuah E. Elevated temperature mechanical properties of butt-welded connections made with high strength steel grades S355 and S460M / E. Ufuah // Design, Fabrication and Economy of Metal Structures. International Conference Proceedings, Miskolc, Hungary, April 24–26, 2013. – P. 407–412.
2. Comparison of weldability of high-strength pipe steels microalloyed with niobium, niobium and vanadium / A. Nazarov, E. Yakushev, I. Shabalov [et al.] // Metallurgist. – 2014. – Vol. 7, № 9-10. – P. 911–917.
3. Сварные строительные конструкции: в 3 т. / под ред. Л. М. Лобанова. Т.1. Основы проектирования конструкций. – К.: Наукова думка, 1993. – 415 с.
4. Тылкин М. А. Структура и свойства строительной стали / М. А. Тылкин, В. И. Большаков, П. Д. Одесский. – М.: Металлургия, 1983. – 287 с.
5. Одесский П. Д. Новые эффективные низколегированные стали для строительных металлических конструкций / П. Д. Одесский, А. Ф. Молодцов, Ю. Д. Морозов // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 2011. – № 5. – С. 20–25.
6. Применение термомеханически упрочненного листового проката в сварных металлических конструкциях / А. С. Бильяк, Р. В. Курашев, В. В. Горбатенко [и др.] // Промисловое будівництво та інженерні споруди. – 2013. – № 4. – С. 1–4.
7. Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints / S. Ragu Nathan, V. Balasubramanian, S. Malavizhi [et al.] // Defence Technology. – 2015. – V.11. – P. 308–317.
8. Позняков В. Д. Структура и свойства сварных соединений стали С390 (S355 J2) / В. Д. Позняков, С. Л. Жданов, А. А. Максименко // Автоматическая сварка. – 2012. – № 8. – С. 7–11.
9. Саржевский В. А. Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75 / В. А. Саржевский, В. Я. Сазонов // Автоматическая сварка. – 1981. – № 5. – С. 69–70.
10. Гривняк И. Свариваемость сталей: пер. со словац. Л. С. Гончаренко; под ред. Э. Л. Макарова. – М.: Машиностроение, 1984. – 216 с.
11. Миходуй Л. И. Сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений стали 12ХН2МФДРА / Л. И. Миходуй, В. Д. Позняков, А. К. Ющенко // Автоматическая сварка. – 2000. – № 11. – С. 5–10.
12. Хрупкое разрушение сварных конструкций / У. Холл, Х. Кихарова, В. Зут [и др.]: пер. с англ. М. Б. Гутерман; под ред. И. В. Кудрявцева, Д. М. Шура – М.: Машиностроение, 1978. – 232 с.
13. Исследование условий образования и развития холодных трещин в сварных соединениях высокопрочной стали методом акустической эмиссии / В. Ф. Мусяченко, Б. С. Касаткин, С. Л. Жданов [и др.] // Автоматическая сварка. – 1981. – № 7. – С. 5–7.

Поступила в редакцию 21.06.2016