

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ S460M

Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Т. А. ЗУБЕР, В. А. КОСТИН

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 S440 и выше нашли широкое применение в высотном строительстве, мостостроении, грузовом железнодорожном транспорте. Применение проката из стали с пределом текучести 440 МПа позволяет снизить металлоемкость конструкции на 39 % по сравнению со сталью марки СтЗпс (С275) и на 26 % по сравнению со сталью марки 09Г2С (С345). В данной работе рассмотрены особенности формирования структуры сварных соединений конструкционной стали S460M. Построена термокинетическая диаграмма распада аустенита стали S460M. Установлено влияние скорости охлаждения образцов-имитаторов металла ЗТВ на структуру и прочностные свойства. Показано, что термическая обработка сварных соединений стали S460M (термоциклирование — нагрев до 1200 °С со скоростью 25 °С/с + отжиг при 950 °С в течение 1 ч + охлаждение на воздухе) обеспечивает формирование в металле ЗТВ благоприятного комплекса ферритно-бейнитных структур за счет снижения полосчатости структуры, уменьшения доли Видманштеттового феррита и перлита. Библиогр. 8, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, термический цикл сварки, микроструктура, игольчатый феррит, скорость охлаждения, диаграмма распада аустенита

В настоящее время в ключевых отраслях промышленного производства Украины остро стоит проблема повышения ресурсо- и энергосбережения, снижения металлоемкости конструкций широкого назначения и повышения их надежности [1, 2]. Такой комплекс требований может быть получен путем применения новых высокопрочных сталей с пределом текучести 440 МПа и выше.

Конструкционные стали класса прочности S440 и выше нашли широкое применение в высотном строительстве, мостостроении, грузовом железнодорожном транспорте. Замена обычных конструкционных сталей марок С245, С345 на стали класса прочности S440 позволяет почти в 1,5 раза снизить металлоемкость строительных конструкций за счет уменьшения толщины стенки при аналогичных показателях прочности на сжатие. Применение проката из стали с пределом текучести 440 МПа позволяет снизить металлоемкость конструкции на 39 % по сравнению со сталью марки СтЗпс (С275) и на 26 % по сравнению со сталью марки 09Г2С (С345) [3].

Анализ новых современных конструкционных сталей показал, что хорошие перспективы в плане практического применения имеет новая конструкционная микролегированная сталь марки S460M класса прочности S440. Данная сталь производится по технологии термомеханической контролируемой прокатки с последующей термообработкой согласно ДСТУ EN 10025-4:2007 на Мариупольском металлургическом комбинате им. Ильича (Украина).

По данным стандарта EN10025-4 [4] данная сталь характеризуется следующими механическими свойствами: предел текучести $\sigma_T > 460$ МПа, предел прочности $\sigma_B = 540 \dots 720$ МПа, относительное удлинение $\delta_5 > 18$ %, ударная вязкость $KCV_{-40} > 27$ Дж/см². Высокие механические свойства стали S460M обеспечивают благодаря применению механизма дисперсионного упрочнения карбонитридами ниобия и ванадия. Применение технологии термомеханической контролируемой прокатки гарантирует формирование мелкозернистой структуры в стали с низкой величиной углеродного эквивалента (0,45...0,48), что обеспечивает ее хорошую свариваемость, формуемость в холодном состоянии, устойчивость к хрупкому разрушению при температурах эксплуатации до -50 °С и высокие значения ударной вязкости.

Хорошо известно [5, 6], что наиболее проблемным участком сварного соединения, с точки зрения стойкости против хрупкого разрушения, является металл зоны термического влияния (ЗТВ), в котором под воздействием термомеханического цикла сварки (ТЦС) структура, а соответственно и механические свойства металла, претерпевают существенные изменения. Связано это как с ростом зерна при нагреве, так и с образованием промежуточных и закалочных структур при охлаждении, снижающих сопротивляемость металлу хрупкому разрушению.

В связи с этим, целью данной работы было изучить кинетику превращения аустенита, особен-

ности формирования структуры металла ЗТВ и установить ее влияние на механические свойства при механизированной сварке стали S460M.

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

Характер структурных превращений в металле исследованных швов изучали методом имитации термомеханического цикла сварки с использованием комплекса Gleeble 3800, оснащенный быстродействующим дилатометром [7]. Исследования выполняли с применением цилиндрических образцов диаметром 6,0 мм и длиной 80 мм, изготовленных из листового проката толщиной 20 мм. В соответствии с разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона методикой, по заданной компьютерной программе образцы нагревали в вакуумной камере до температуры 1250 °С, а затем охлаждали со скоростями охлаждения, соответствующими различным термическим циклам сварки. Кривые охлаждения задавали зависимостью Ньютона–Рих-

мана и соответствовали скоростям охлаждения в диапазоне от 5 до 126 °С/с на участке температур 500...600 °С (табл. 1). При этом достаточно точно воспроизводились реальные параметры охлаждения (тепловые и временные) металла сварных соединений. Используемый диапазон скоростей охлаждения соответствовал практически всем видам сварки (автоматическая дуговая сварка под слоем флюса, механизированная сварка в среде защитных газов, ручная дуговая сварка покрытыми электродами), которые применяются при изготовлении металлоконструкций.

Образцы для металлографических исследований изготавливали по стандартной методике с применением алмазных паст различной дисперсности на высокоскоростных кругах. Выявление микроструктуры образцов проводили химическим травлением в 4 %-м спиртовом растворе азотной кислоты.

Металлографические исследования осуществляли при помощи светового микроскопа «Neophot-32» при различных увеличениях ($\times 200$, $\times 500$). Балл загрязненности неметаллическими включениями определяли путем визуального сравнения с эталонами шкал (ГОСТ 1778-70). Балл полосчатости определяли путем визуального сравнения со стандартными шкалами ГОСТ 5640-68. Микротвердость отдельных структурных составляющих измеряли на твердоме M-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 100 г (HV0,1), а интегральную твердость (HV1) — при нагрузке 1 кг. Цифровое изображение регистрировали с помощью цифровой камеры «Olympus» (40 \times 40).

Содержание неметаллических включений в исходном состоянии соответствовало баллу 2 таблицы «Нитриды точечные». В исходном состоянии стали S460M обнаружены единичные дисперсные оксиды SiO₂ и сульфиды. Балл загрязненности точечными оксидами и сульфидами не превышает 1-го балла таблицы «Оксиды точечные» и «Сульфиды».

Таблица 1. Режимы имитации сварки образцов стали S460M на Gleeble 3800

Номер образца	Скорость охлаждения, °С/с	Время выдержки t, с	Тип структуры	Микротвердость HV1, МПа
1	5	10	Ф	2300
2	10	10	Ф	2640
3	30*	30	Б	3450
4	30	10	Б	3600
5	35	10	Б+М	3650
6	60	10	М+Б	4010
7	126	10	М+Б	4260

Примечание: Ф – феррит, Б – бейнит, М – мартенсит; температура нагрева $T_{max} = 1250$ °С

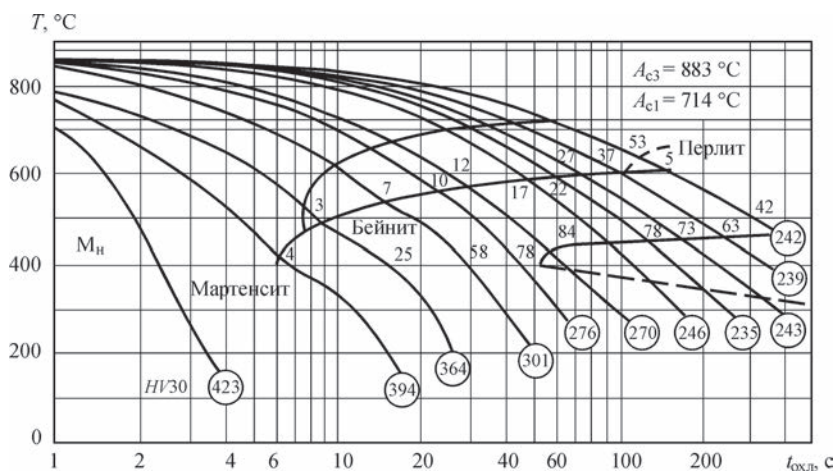


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали S460M (цифры в кружках — твердость по Виккерсу; цифры на графиках — доля фаз)

Полученные результаты и обсуждение. После имитации характерных режимов сварки, построения термокинетической диаграммы распада аустенита конструкционной стали S460M были изучены изменения структуры металла ЗТВ (рис. 1).

Исходная структура металла стали S460M состоит из смеси ферритной (80...85 %) и перлитной (20...15 %) составляющих. В результате тер-

момеханической контролируемой прокатки в металле формируется выраженная текстура проката (рис. 2, *a*). Балл полосчатости структуры соответствует баллу 5 ряда Б по шкале № 3 «Полосчатость ферритно-перлитной структуры» ($\times 100$). Микротвердость ($HV_{0,1}$) феррита составляет 1930...1990, перлита 2300...2360 МПа.

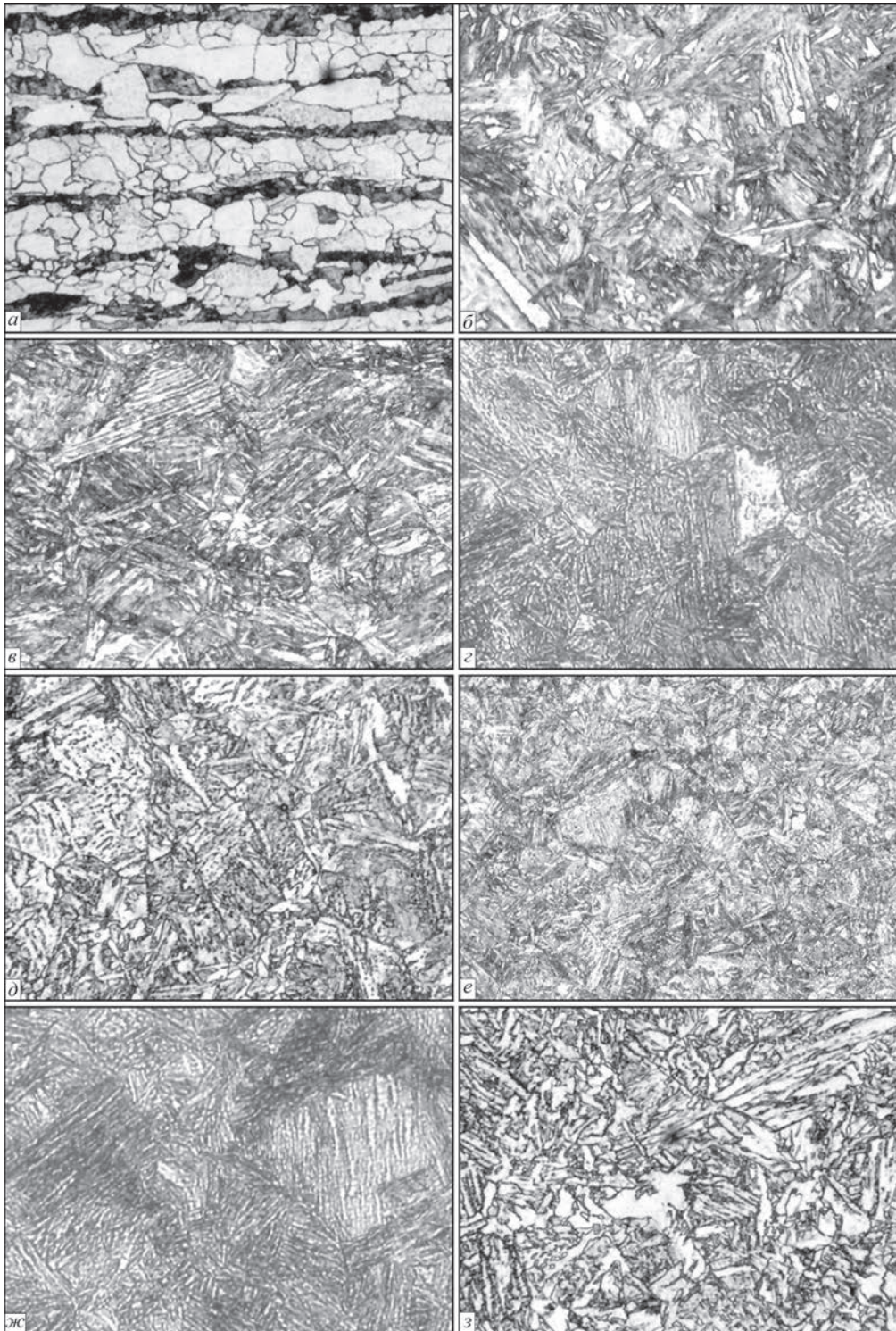


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) основного металла и образцов-имитаторов металла ЗТВ стали S460M при разных скоростях охлаждения $w_{6/5}$: *a* — основной металл; *б* — 5; *в* — 10; *г* — 30 (10 с); *д* — 30 (30 с); *е* — 35; *ж* — 60; *з* — 126 °C/с

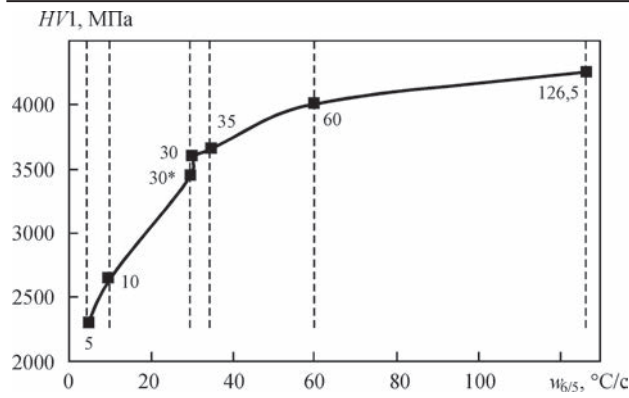


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения на интегральную твердость образцов-имитаторов металла ЗТВ стали S460M

Структура образца-имитатора металла ЗТВ стали S460M, охлажденного со скоростью $w_{6/5} = 5$ °C/c, состоит из различных морфологических форм феррита — игольчатого феррита, полигонального феррита, феррита с упорядоченной и неупорядоченной второй фазой, структурно свободного феррита и перлита (рис. 2, б). Повышение скорости охлаждения образцов-имитаторов стали S460M до $w_{6/5} = 10$ °C/c приводит к преимущественному образованию игольчатого феррита (рис. 2, в). Дальнейшее повышение скорости охлаждения образцов-имитаторов до $w_{6/5} = 30$ °C/c приводит к образованию в металле ЗТВ бейнитных пакетов различной ориентации с фиксацией незначительного количества участков (гладкие светлые) остаточного аустенита (рис. 2, з). Микроструктура образца-имитатора металла ЗТВ стали S460M, охлажденного с такой же скоростью $w_{6/5} = 30$ °C/c, но при этом, увеличив время выдержки до 30 с (по сравнению с 10 с) при максимальной температуре нагрева, состоит из дисперсных бейнитных игл в виде розеток и участков остаточного аустенита (рис. 2, д).

Дальнейшее повышение скорости охлаждения стали S460M до $w_{6/5} = 35$ °C/c (режим нормализации, свободное охлаждение на воздухе) (рис. 2, е) приводит к образованию бейнита различной морфологии

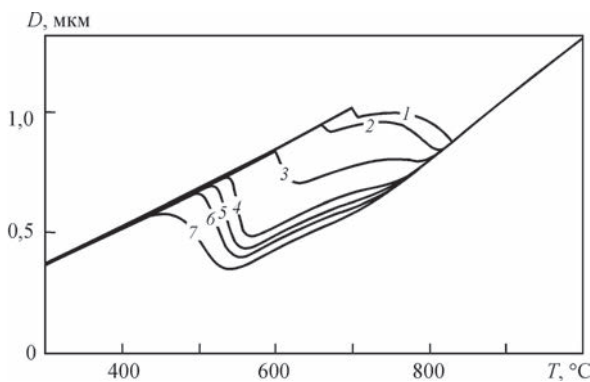


Рис. 4. Дилатометрические кривые охлаждения стали S460M: 1 — 0,01; 2 — 0,1; 3 — 1; 4 — 10; 5 — 20; 6 — 30; 7 — 50 °C/c (D — изменение размеров образца (объема металла) при нагреве в результате дилатометрических исследований)

(верхнего и/или нижнего бейнита), остаточного аустенита и незначительного количества (до 3...5 %) мартенсита. Микротвердость $HV_{0,1}$ структурных составляющих: верхний бейнит 3300...3360 и нижний бейнит 3630...37500 МПа. Для образца стали S460M, охлажденного со скоростью $w_{6/5} = 60$ °C/c (рис. 2, ж) характерной является мартенситная структура игольчатого типа. Формируются участки мартенсита двух типов, различающихся содержанием углерода. Микротвердость ($HV_{0,1}$) участков темнотравящегося мартенсита составляет 3600...3760 МПа, светлотравящегося мартенсита несколько выше — до 3860...4260 МПа. Микроструктура образца-имитатора металла ЗТВ стали S460M, охлажденного с самой высокой скоростью $w_{6/5} = 126$ °C/c (рис. 2, з) состоит из слаботравящихся плотноупакованных пакетов мартенсита с микротвердостью 4100...4630 МПа.

Анализ структурного состояния образцов-имитаторов металла ЗТВ стали S460M показал, что с увеличением скорости охлаждения от 1 до 35...40 °C/c происходит изменение структуры от ферритно-перлитной до ферритно-бейнитной с преимущественным образованием игольчатого феррита, который, как известно [8], обеспечивает оптимальное сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости сварным соединениям микролегированных сталей. Дальнейшее повышение скорости охлаждения выше 40 °C/c сопровождается ростом мартенситной составляющей, что повышает риск образования холодных трещин в металле ЗТВ стали S460M.

Тип фазовых превращений, который реализуется в процессе непрерывного охлаждения и происходящие в объеме металла ЗТВ структурные изменения приводят к тому, что свойства металла ЗТВ существенно зависят от скорости его охлаждения.

Количественная оценка структурно-фазового состава металла ЗТВ стали S460M была реализована на основе комплексного анализа микроструктуры, испытаний набора образцов на твердость и анализа дилатометрических кривых.

Влияние скорости охлаждения образцов-имитаторов металла ЗТВ стали S460M на интегральную твердость по Виккерсу HV_1 представлено на рис. 3, на характер изменения дилатометрических кривых — на рис. 4 и на долю структурных составляющих — на рис. 5.

Анализ дилатометрических кривых охлаждения образцов-имитаторов стали S460M позволил установить температуры начала и конца образования фаз — феррита, бейнита, мартенсита.

Анализ экспериментальной диаграммы показал, что температура начала ферритного превращения для данной стали составляет 720 °C, бейнитного — 580 °C. Температура A_{c3} составляет

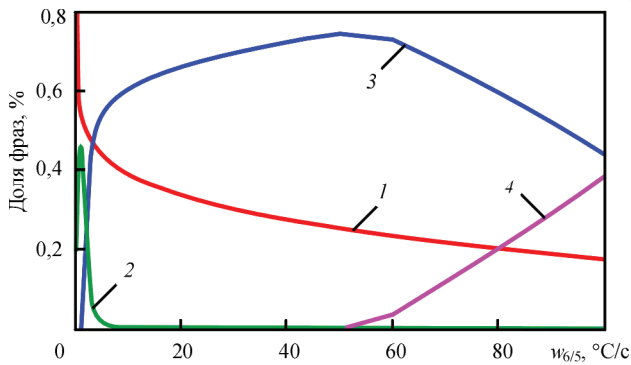


Рис. 5. Влияние скорости охлаждения металла ЗТВ стали S460M на долю структурных составляющих: 1 — феррит; 2 — перлит; 3 — бейнит; 4 — мартенсит

855 °С, температура A_{c1} — 723 °С. Характерные температуры мартенситного превращения составляют: начала — 400 °С, температура формирования 50 % мартенсита — 342 °С, а 90 % мартенсита формируется при температуре 272 °С. Критическая скорость охлаждения, при которой формируется полностью мартенситная структура при сварке стали S460M, составляет 300 °С/с.

Как отмечалось выше, под действием термических циклов сварки происходят изменения структуры в металле ЗТВ сварных соединений. Однако проведенные исследования на модельных образцах не могут дать полного представления о формировании структуры в разных участках металла ЗТВ под действием термомеханических циклов сварки из-за их малых размеров. Поэтому дальнейшие исследования проводили на образцах, размеры которых позволяют воссоздать условия прохождения как термических, так и деформационных процессов, происходящих в сварных соединениях в процессе их нагрева/охлаждения.

Исследования выполняли с использованием метода «валиковых проб» в соответствии с ГОСТ 13585-68. Изучали влияние погонной энергии сварки на формирование структуры сварных соединений термомеханически упрочненной стали S460M. Валики наплавляли на режимах, обеспечивающих изменение скорости охлаждения в области перегрева металла ЗТВ в интервале от 3 до 50 °С/с. Наплавку валика осуществляли проволокой Св-10НМА диаметром 4 мм под флюсом АН-60 на постоянном токе обратной полярности при температуре 20 °С без предварительного подогрева.

Параметры режимов сварки и соответствующих им скоростей охлаждения металла ЗТВ «валиковых проб» приведены в табл. 2.

Закономерности влияния погонной энергии сварки на ударную вязкость металла ЗТВ сварных соединений стали S460M представлены на рис.6. Установлено, что влияние погонной энергии сварки на ударную вязкость металла ЗТВ сварных соединений стали S460M неоднозначно.

Таблица 2. Режимы наплавки «валиковых проб» из стали S460M

Номер п/п	$I_{св}$, А	$U_{д}$, В	$v_{св}$, м/ч	$Q_{св}$, кДж/см	$w_{6/5}$, °С/с
1	540...550	30	13,2	40,4	3
2	540...550	30	24,0	22,1	10
3	540...550	30	35,5	14,8	20
4	500...510	21	37,8	9,0	50

Наименьшие показатели ударной вязкости при испытаниях образцов с V- и U-образным надрезом, которые в 2 раза ниже показателей основного металла, наблюдаются при испытаниях при температурах -20 и -40 °С в том случае, когда сварка проводилась на погонной энергии 40 кДж/см, что соответствовало скорости охлаждения металла ЗТВ 3 °С/с.

При увеличении скорости охлаждения в диапазоне от 10 до 30 °С/с ($9 \leq Q_{св} \leq 22$ кДж/см) показатели ударной вязкости находятся на уровне свойств основного металла в состоянии поставки и даже превышают их при всех температурах испытаний. Снижение показателей ударной вязкости при скоростях охлаждения ниже 10 °С/с, по-видимому, связано с образованием в металле ЗТВ малопластичных структур — феррита с упорядоченной второй фазой и перлита (рис. 2, б). Снижение показателей ударной вязкости при скоростях охлаждения выше 30 °С/с, в большей мере, связано с ростом доли мартенситной составляющей в металле ЗТВ стали S460M.

При температуре испытаний -40 °С наименьшие показатели ударной вязкости металла ЗТВ на образ-

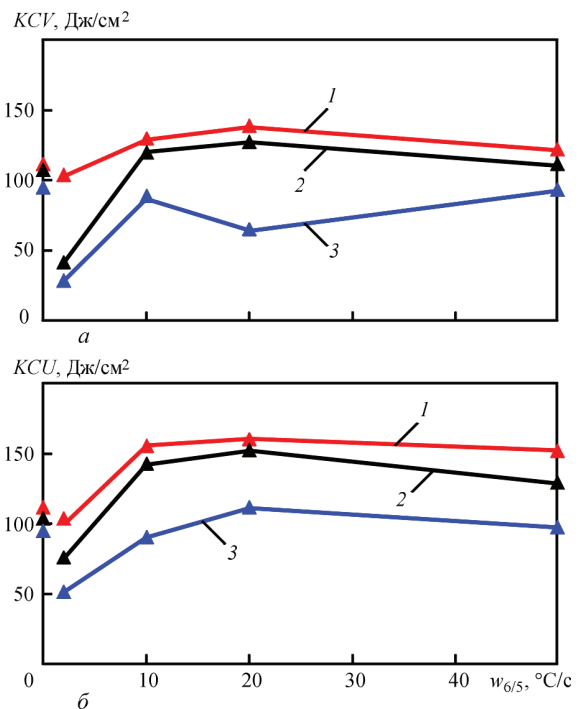


Рис. 6. Ударная вязкость KCV (а) и KCU (б) металла ЗТВ сварных соединений стали S460M при различных температурах испытаний: 1 — 20; 2 — -20; 3 — -40 °С

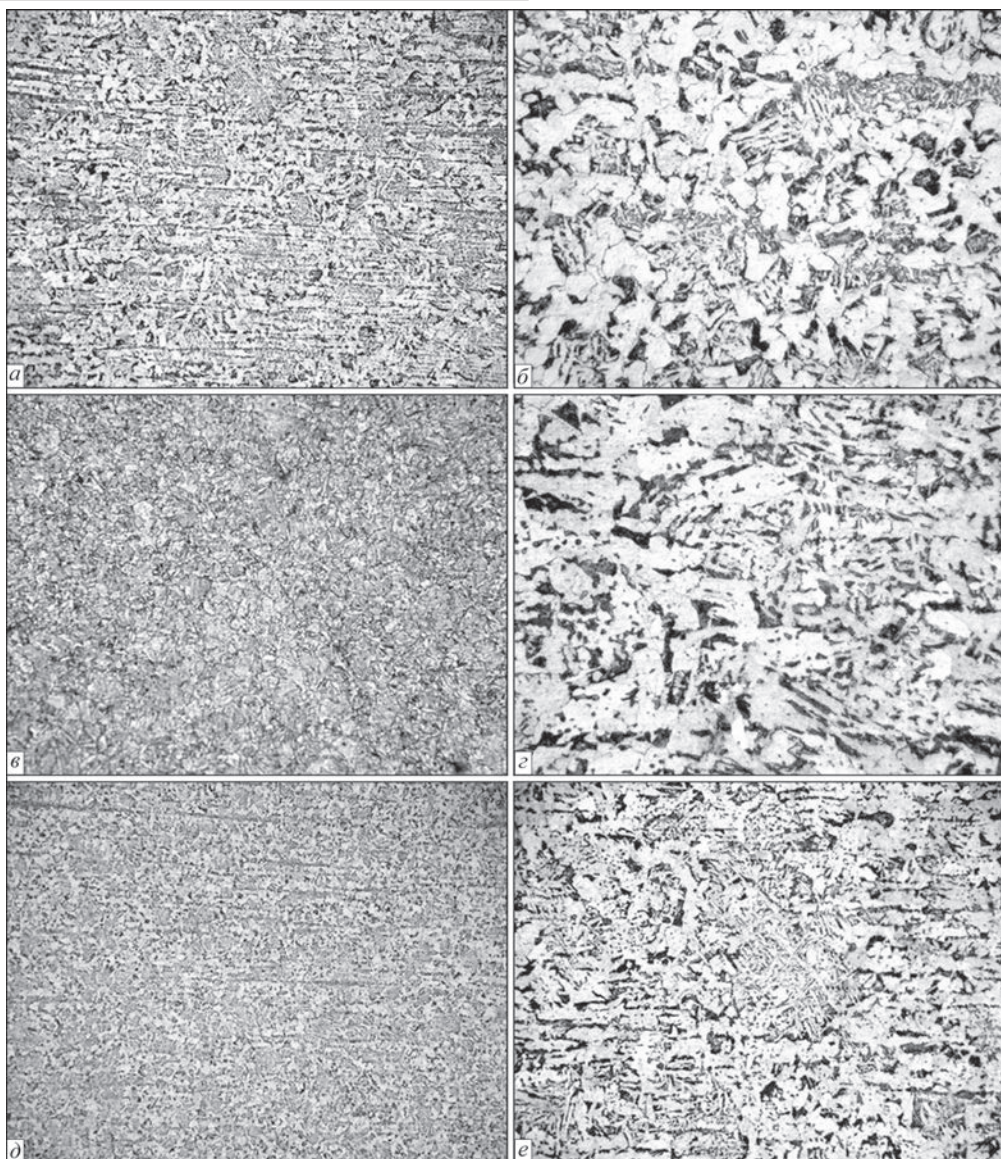


Рис. 7. Микроструктура образцов-имитаторов стали S460M после термообработки: а, б — исходная; в, з — при 950 °С в течение 1 ч, охлаждение на воздухе; д, е — термоциклирование: нагрев до 1200 °С со скоростью 25 °С/с + отпуск при 950 °С в течение 1 ч и охлаждение на воздухе (а, в, д — $\times 100$; б, з, е — $\times 500$)

цах с острым надрезом наблюдаются на образцах, охлажденных со скоростью меньше 20 °С/с (т. е. тепловложение выше $Q_{св} = 14,8$ кДж/см). Вместе с тем даже в этом случае показатели ударной вязкости металла ЗТВ стали S460M превышают нормативные значения $KCV_{-40} \geq 34$ Дж/см² и составляют $KCV_{-40} = 62...68$ Дж/см².

В связи с тем, что сталь S460M, микролегированная ванадием и ниобием, после контролируемой прокатки проходит специальный режим термообработки, необходимо было проанализировать влияние различных режимов термообработки на структуру и свойства сварных соединений стали S460M.

Было предложено несколько режимов термообработки, имитация которых была проведена на установке Gleeble 3800. Исходным образцом для сравнения был выбран образец-имитатор стали S460, полученной при скорости охлаждения

25 °С/с (образец № 5). Образец № 6 был термически обработан на режиме — отжиг при температуре 950 °С в течение 1 ч потом охлаждение на воздухе. Образец № 7 был подвержен термоциклированию при температуре 1200 °С со скоростью 25 °С/с + отжиг при температуре 950 °С в течение 1 ч, затем охлаждение на воздухе.

Проведенные металлографические исследования исходных и термообработанных образцов конструкционной стали S460M представлены на рис. 7.

Микроструктура образца № 6 (отжиг при 950 °С в течение 1 ч, охлаждение на воздухе), приведена на рис. 7, в, з и представляет ферритно-перлитную структуру полосчатого типа. Балл полосчатости структуры соответствует № 2б, определенный согласно стандартной шкале № 3 «Полосчатость ферритно-перлитной структуры». В структуре образца № 6 наблюдаются участки

Видманштеттового феррита и перлита (7, в, з). Твердость по Виккерсу образца № 6 составляет $HV0,1 = 1700$ МПа. Размер зерна соответствует № 4 баллу по ГОСТ 5639-82.

Микроструктура образца № 7, полученная по режиму термоциклирования при температуре 1200 °С со скоростью 25 °С/с + отжиг при 950 °С в течение 1 ч и охлаждение на воздухе ферритно-бейнитная с участками игольчатого феррита и Видманштеттового феррита. Размер ферритных зерен значительно мельче по сравнению с размером зерен образца № 6. Балл зерна соответствует № 6...7 по ГОСТу 5639-82 (рис. 7, д, е).

Основной металл образца № 7 имеет большую твердость по сравнению с основным металлом образца № 6 примерно на 300...500 МПа. В образце № 7 наблюдается меньшая полосчатость структуры, чем в образце № 6, а именно: балл полосчатости составляет № 1 по сравнению с № 2б для образца № 6. Установлено, что термическая обработка образцов-имитаторов сварных соединений стали S460M (термоциклирование при температуре 1200°С со скоростью 25 °С/с + отжиг при 950 °С в течение 1 ч + охлаждение на воздухе) обеспечивает формирование в металле ЗТВ благоприятного комплекса ферритно-бейнитных структур за счет формирования игольчатого феррита, уменьшения доли Видманштеттового феррита и перлита, снижения полосчатости структуры.

Выводы

1. При сварке конструкционной стали S460M в металле ЗТВ формируется комплекс ферритно-бейнитных структур, который обеспечивает высокие характеристики прочности, пластичности и ударной вязкости.

2. При сварке стали S460M со скоростью охлаждения 3 °С/с (погонная энергия 40 кДж/см) показатели ударной вязкости металла ЗТВ KCV_{-20} , KCV_{-40} и KCV_{-20} , KCV_{-40} в 2 раза меньше показателей основного металла. При увеличении скорости охлаждения до 10...30 °С/с ($9,0 \leq Q_{cb} \leq 22,1$ кДж/см) показатели ударной вязкости при всех температурах испытаний находятся на уровне исходного металла и даже превышают их за счет формирования структуры нижнего бейнита.

3. При скорости охлаждения выше 30 °С/с ($Q_{cb} < 9,0$ кДж/см) наблюдается снижение показателей ударной вязкости образцов с острым надрезом до значений 62...68 Дж/см² за счет формирования преимущественно мартенситной структуры в металле ЗТВ.

4. Термическая обработка сварных соединений стали S460M по режиму термоциклирования (нагрев до $T = 1200$ °С со скоростью $w_{6/5} = 25$ °С/с + отжиг при $T = 950$ °С в течение 1 ч и охлажде-

ние на воздухе) обеспечивает повышение механических свойств сварных соединений за счет снижения полосчатости структуры, уменьшения доли Видманштеттового феррита и перлита.

Список литературы

- Одесский П. Д., Молодцов А. Ф., Морозов Ю. Д. (2011) Новые эффективные низколегированные стали для строительных металлических конструкций. *Монтажные и специальные работы в строительстве*, **5**, 20 - 25.
- Большаков В. И., Лаухин Д. В., Бекетов А. В. (2008) Использование низкоуглеродистых сталей высокой прочности в металлических конструкциях каркаса надстройки пятиэтажных жилых домов. *Строительство. Материаловедение. Машиностроение. Сер. Инновационные технологии жизненного цикла объектов жилищно-гражданского, промышленного и транспортного назначения*, **4**, 103 - 108.
- Прокат горячекатаный конструкционный марки S460M/ML DSTU EN 10025-4:2007 термомеханически-обработанная мелкозернистая свариваемая сталь. Электронный ресурс. Режим доступа: www.metinvestholding.com
- BS EN 10025-4: 2004 *Hot rolled products of structural steels. Part 4: Technical delivery conditions for thermomechanical rolled weldable fine grain structural steels.*
- Позняков В. Д., Жданов С. Л., Завдоев А. В. и др. (2016) Свариваемость высокопрочной микролегированной стали S460M. *Автоматическая сварка*, **12**, 23 - 30.
- Günther H. P., Hildebrand J., Rasche C. et al. (2012) Welded connections of high-strength steels for the Building Industry. *Welding in the World*, **5** 6, 86-106.
- Григоренко Г. М., Костин В. А., Орловский В. Ю. (2008) Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей. *Автоматическая сварка*, **3**, 31 - 34.
- Костин В. А., Григоренко Г. М., Жуков В. В. (2013) Особенности формирования структуры при сварке высокопрочных сталей с карбонитридным упрочнением. *Вісник НУК ім. адм. Макарова*, **1**, 34 - 41.

References

- Odessky, P.D., Molodtsov, A.F., Morozov, Yu.D. (2011) New efficient low-alloy steels for building metal structures. *Montazhnye i Spetsialnye Raboty v Stroitelstve*, **5**, 20-25 [in Russian].
- Bolshakov, V.I., Laukhin, D.V., Beketov, A.V. (2008) Use of low-carbon high-strength steels in metal structures of the carcass superstructure of five-storey residential buildings. In: *Building. Material sciences. Mechanical engineering. Series: Innovative technologies for the life cycles of civil, industrial and transport facilities*, Vol. 47, 103-108 [in Russian].
- Hot-rolled structural steel S460M /ML DSTU EN 10025-4:2007. Thermomechanical treated fine-grained welded steel.* www.metinvestholding.com [in Russian].
- BS EN 10025-4:2004: *Hot-rolled products of structural steels. Pt 4: Technical delivery conditions for thermomechanical rolled weldable fine-grain structural steels* [in Russian].
- Poznyakov, V.D., Zhdanov, S.L., Zavidoev, A.V. et al. (2016) Weldability of high-strength microalloyed steel S460M. *The Paton Welding J.*, **12**, 21-28 [in Russian].
- Günter, H.P., Hildebrand, J., Rasche, C. et al. (2012) Welded connections of high-strength steels for the building industry. *Welding in the World*, **5** 6, 86-106.
- Grigorenko, G.M., Kostin, V.A., Orlovsky, V.Yu. (2008) Current capabilities of simulation of austenite transformations in low-alloyed steel welds. *The Paton Welding J.*, **3**, 22-24 [in Russian].
- Kostin, V.A., Grigorenko, G.M., Zhukov, V.V. (2013) Features of the structure formation in the welding of high-strength steels with carbonitride hardening. *Visnyk NUK im. Adm. Makarova*, **1**, 34-41 [in Russian].

Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков,
Т. О. Зубер, В. А. Костін

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ
ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ МІКРОЛЕГОВАНОЇ
КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ S460M

Конструкційні сталі класу міцності С440 та вище знайшли широке застосування в висотному будівництві, мостобудуванні, вантажному залізничному транспорті. Застосування прокату зі сталі з межею текучості 440 МПа дозволяє знизити металомісткість конструкції на 39 % в порівнянні зі сталлю марки Ст3пс (С275) та на 26 % в порівнянні зі сталлю марки 09Г2С (С345). В даній роботі розглянуто особливості формування структури зварних з'єднань конструкційної сталі S460M. Побудована термкінетична діаграма розпаду аустеніту сталі S460M. Встановлено вплив швидкості охолодження зразків-імітаторів металу ЗТВ на структуру та характеристики міцності. З'ясовано, що термічна обробка зварних з'єднань сталі S460M (термоцикловання при температурі 1200 °С зі швидкістю 25 °С/с + відпал при 950 °С протягом 1 год. + охолодження на повітрі) забезпечує формування в металі ЗТВ сприятливого комплексу феритно-бейнітних структур за рахунок зниження полосчатості структури, зменшення частки Відманштеттового фериту та перліту. Бібліогр. 8, табл. 2, рис. 7.

Ключові слова: високоміцна сталь, термічний цикл зварювання, мікроструктура, голчатий ферит, швидкість охолодження, діаграма розпаду аустеніту

G.M. Grigorenko, V.D. Poznyakov,
T.A. Zuber and V.A. Kostin

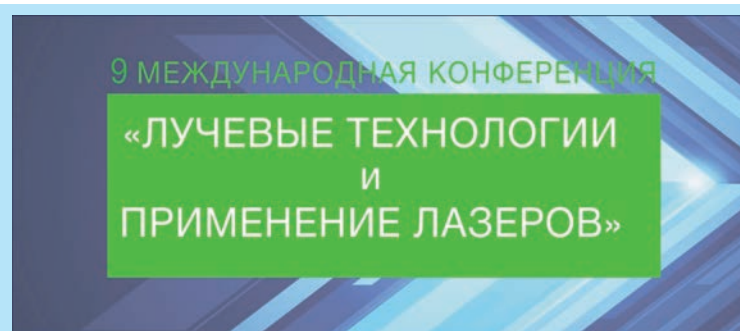
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

PECULIARITIES OF FORMATION OF STRUCTURE
IN WELDED JOINTS OF MICROALLOYED
STRUCTURAL STEEL S460M

Structural steels of C440 strength class and more have found wide application in high-rise construction, bridge construction and freight rail transport. Application of steel roll stock with yield strength of 440 MPa allows reducing specific quantity of metal per structure by 39 % in comparison with steel of St3ps (killed) (C275) grade and by 26 % in comparison with 09G2S (C345) steel grade. Present work examines the peculiarities of formation of structure in the welded joints of structural steel S460M. A CCT diagram of austenite decay in steel S460M was plotted. Effect of cooling rate of HAZ metal model samples on structure and strength properties was determined. It is shown that heat treatment of welded joints of steel S460M (thermocycling, i.e. heating to 1200 °C with 25°C/s rate plus annealing at 950 °C during 1 h plus air cooling) provides formation in HAZ metal of a favorable complex of ferrite-bainite structures due to decrease of banded structures, reduction of portion of Widmanstatten ferrite and pearlite. 8 Ref. 2 Tabl., 7 Fig.

Keywords: high-strength steel, welding thermal cycle, microstructure, acicular ferrite, cooling rate, austenite decay diagram.

Поступила в редакцію 16.06.2017



17 - 19 сентября 2018 г.

Учебный центр подготовки
руководителей Национального
исследовательского университета
«Высшая школа экономики»,
г. Санкт-Петербург, Пушкин

Тематика конференции

1. Физические основы и математическое моделирование лучевых технологий. CAD-CAM-CAE системы.
2. Оборудование и технологии сварки, наплавки и термообработки.
3. Оборудование и технологии аддитивного производства.
4. Оборудование и технологии резки, прошивки отверстий и обработки поверхности.
5. Метрология, системы измерений и дефектоскопия.

Официальные языки конференции: английский, русский

www.ilwt-stu.ru