



УДК 621.791.927.535

СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ОБРАЗОВАНИЮ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН МЕТАЛЛА ЗТВ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследовано влияние температуры предварительного подогрева и погонной энергии наплавки на изменение сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ высокопрочной стали при изменении содержания углерода в ней от 0,55 до 0,75 %. При испытаниях по методу Имплант оценено влияние содержания углерода в стали на показатели критических напряжений при замедленном разрушении металла ЗТВ. Методами растровой электронной микроскопии изучено влияние скорости охлаждения на характер разрушения металла, определены характерные зоны изломов и параметры структурных составляющих. Установлено, что при электродуговой наплавке вследствие формирования в участке перегрева закалочных структур с высокой плотностью дислокаций и локальными внутренними напряжениями, металл ЗТВ предрасположен к замедленному разрушению. При увеличении содержания углерода в стали и скорости охлаждения склонность к разрушению повышается, а уровень критических напряжений снижается до $0,07\sigma_{0,2}$. Увеличению сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ высокопрочных углеродистых сталей до уровня $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0,2}$ способствует формирование более пластичных структур при снижении скорости охлаждения в интервале температур 600...500 °С. Построена диаграмма влияния содержания углерода в стали на сопротивляемость металла ЗТВ замедленному разрушению в виде зависимости $w_{6/5} = f(C)$. Установлено, что предотвратить процесс замедленного разрушения в металле ЗТВ стали, в которой содержание углерода не более 0,60 %, возможно при скорости охлаждения $w_{6/5}$ не более 16,0 °С/с, при $C = 0,60...0,65$ % — $w_{6/5} \leq 8,0$ °С/с и при $C = 0,65...0,75$ % — $w_{6/5} \leq 5,0$ °С/с. При таких условиях в металле участка перегрева ЗТВ формируются структуры, которые имеют достаточно высокую способность к микропластическому деформированию без образования микротрещин. Библиогр. 18, табл. 2, рис. 11.

Ключевые слова: электродуговая наплавка, высокопрочная углеродистая сталь, ЗТВ, предварительный подогрев, погонная энергия, замедленное разрушение, структура, излом

Явление замедленного разрушения свежезакаленного металла под действием постоянного нагружения начали изучать еще в середине прошлого века применительно к условиям термической обработки закаливающихся сталей для обеспечения прочностных и эксплуатационных свойств изделий. Объяснение физики процесса замедленного разрушения закаленной стали при нагрузках, которые существенно ниже предела текучести для данного металла, наиболее полно представлено в работах [1–3]. Отмечено также, что замедленное разрушение происходит исключительно хрупко. В отличие от классического хрупкого разрушения, которое протекает в короткие промежутки времени, замедленное разрушение развивается в металле на протяжении длительного периода. При этом в локальных участках металла получают развитие процессы микропластического деформирования. При сварке процесс замедленного разрушения реализуется при образовании в соединениях холодных трещин [4–6]. Как известно, наиболее склонны к образованию холодных трещин сварные соединения высокопрочных сталей при формировании в них бейнитно-мартенситной структуры, и с повышением содержания углерода

в металле, склонность эта увеличивается. Кроме того, в процессе сварки металл шва соединений насыщается водородом, который диффундирует в металл ЗТВ. Наличие водорода интенсифицирует процесс замедленного разрушения сварных соединений, он протекает более выражено и имеет свои особенности.

Изучению замедленного разрушения сварных соединений высокопрочных сталей посвящены работы многих исследователей [7–13]. Основываясь на результатах этих работ, современное представление процесса замедленного разрушения сварных соединений высокопрочных сталей можно трактовать следующим образом. Зарождение микротрещин в структуре свежезакаленного металла происходит локально в областях скопления дислокаций с высоким уровнем микронапряжений. Как правило, это участки по границам зерен, где металлические связи ослаблены присутствием различных включений. Растворенный в металле водород в процессе диффузии проникает в эти зоны и снижает уровень поверхностной энергии, необходимой для образования микротрещин. Таких зон достаточно много и микротрещины зарождаются одновременно в нескольких местах. Когда микротрещины образовались, происходит

© А. А. Гайворонский, 2014



локальная релаксация микронапряжений. Под действием сварочных напряжений, сформировавшихся в соединении при термомеханическом цикле сварки, в металле начинают развиваться микропластические деформации по дислокационному механизму. Начинается движение дислокаций и водород, перемещаясь с ними, снова скапливается в участках их повышенной плотности, блокируя дальнейшее проскальзывание. Уровень локальных микронапряжений в этих участках структуры резко повышается, происходит разрушение металлических связей, и микротрещина развивается далее. При достижении своего критического размера и наличии высокого уровня напряжений, микротрещины в дальнейшем могут развиваться и по телу зерен, образуя общую макротрещину в металле сварного соединения. Обычно такие трещины располагаются в поле действия главных полей растягивающих напряжений в сварном соединении, и их развитие тормозится на границе сжимающих напряжений.

При дуговой сварке высокопрочных сталей, содержание углерода в которых превышает 50 %, наиболее опасным местом соединений, где наиболее вероятно образование холодных трещин, является металл участка перегрева ЗТВ [14–19]. Вследствие особенностей влияния термомеханического цикла дуговой сварки (наплавки) на процесс гомогенизации аустенита и последующее γ - α -превращение при охлаждении, в металле происходят существенные изменения структуры. В результате в металле участка перегрева ЗТВ формируется структура с повышенной плотностью дислокаций и высоким уровнем внутренних напряжений. Это приводит к тому, что даже при сравнительно низком содержании диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле (до 2,2 см³/100 г), при сварке высокопрочной стали для производства колес (сталь марки 2, сталь КС2) с содержанием углерода 0,58 % критические напряжения при замедленном разрушении составляют всего 0,1...0,25 от предела текучести металла ЗТВ. Для повышения сопротивляемости замедленному разрушению необходимо обеспечить условия, при которых в структуре металла ЗТВ образуется не более 50 % мартенсита и ограничить содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле на уровне не более 0,3 мл/100 г [15, 17].

Согласно ГОСТ 10791, содержание углерода в стали марки 2 составляет 0,55...0,65 %. В настоящее время, с целью повышения эксплуатационных свойств железнодорожных колес, в Украине и странах СНГ рассматривается вопрос об увеличении содержания углерода до 0,75 %. Такие железнодорожные колеса изготавливают в США (ко-

лесо типа С, ААРМ 107), Японии и Китае (JIS, E 5402), странах Евросоюза (R3, ISO 1005/6). При этом, экспериментальных данных о влиянии содержания углерода на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ стали марки 2 нет.

Целью настоящей работы было проведение сравнительных исследований по определению влияния увеличения содержания углерода в стали КС2 (до 0,75 %) на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ при электродуговой наплавке. В качестве материала для исследований использовали высокопрочные углеродистые стали следующего состава, мас. %:

- сталь марки 2 (ГОСТ 10791) — 0,58 С; 0,44 Si; 0,77 Mn; 0,10 Ni; 0,05 Cr; 0,012 S; 0,011 P;

- углеродистая конструкционная сталь 65Г (ГОСТ 1050) — 0,65С; 0,19 Si; 0,91 Mn; 0,18 Ni; 0,16 Cr; 0,017 S; 0,010 P;

- сталь марки М76 (ГОСТ 24182) — 0,74 С; 0,30 Si; 0,80 Mn; 0,10 Ni; 0,15 Cr; 0,012 S; 0,011 P.

Методы исследований. Количественную оценку сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ выполняли с применением общеизвестного метода Имплант [6]. Условия подготовки образцов из высокопрочных углеродистых сталей и проведение экспериментов, как и в работе [17]. За критерий оценки сопротивляемости замедленному разрушению принимали максимальные напряжения нагружения образцов $\sigma_{кр}$, при которых не происходило их замедленного разрушения в течении 24 ч.

При проведении сравнительных испытаний применяли механизированный способ наплавки в среде углекислого газа проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм. Наплавку образцов выполняли на режимах: сварочный ток $I_{св} = 160...180$ А, напряжение на дуге $U_{д} = 26...28$ В, скорость наплавки $v_{св} = 8,1...25$ м/ч. При этом погонная энергия наплавки изменялась в диапазоне $Q_{св} = 4,8...15$ кДж/см. Для достижения более высокого значения погонной энергии (до 21 Дж/см) сварочный ток повышали до 220...240 А (при $v_{св} = 8,8$ м/ч). Наплавку выполняли с предварительным подогревом ($T_{п.п} \leq 250$ °С). При данных условиях наплавки скорость охлаждения w металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С изменялась в диапазоне $w_{6/5} = 3...37$ °С/с, а время охлаждения τ от 800 до 100 °С составляло $\tau_{8/1} = 110...1050$ с. Основные характеристики термического цикла в металле ЗТВ при наплавке образцов Имплант приведены в табл. 1. Содержание диффузионно-подвижного водорода ($[H]_{диф}$) в наплавленном металле, определенное методом «карандашной» пробы с использованием в качестве



Таблица 1. Параметры термического цикла в металле ЗТВ образцов Имплант при наплавке ($T_{max} = 1250...1350\text{ }^{\circ}\text{C}$)

$Q_{св}$, кДж/см	$T_{п.п}$, $^{\circ}\text{C}$	$w_{6/5}$, $^{\circ}\text{C}/\text{c}$	$\tau_{8/5}$, с	$\tau_{8/1}$, с
4,8	20	32...37	6	110
	50	27...32	7	150
	70	25...30	8	170
	100	20...25	10	300
	150	16...18	12	650
	200	8...10	16	900
8,6	20	25...30	8	170
	50	20...25	10	230
	70	15...20	11	250
	100	12...15	12	450
	150	8...10	14	760
	200	5...7	18	890
	250	3...4	25	1050
11,5	20	15...17	14	210
	50	12...14	16	360
	100	6...8	20	850
15,0	20	10...12	17	290
21,0	20	7...9	22	940

запирающей жидкости смеси глицерина и дистиллированной воды, составляло 0,75...0,90 мл/100 г.

Изломы образцов Имплант исследовали методами растровой электронной микроскопии*.

Использовали сканирующий электронный микроскоп СЭМ-515 фирмы «Philips», оснащенный энергодисперсионным спектрометром системы «LINK».

Результаты и обсуждение. Для объяснения свойств металла ЗТВ высокопрочных сталей с более высоким содержанием углерода (стали 65Г и М76), вначале более подробно рассмотрим результаты исследований сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ стали марки 2. На рис. 1 и рис. 2 показано влияние температуры предварительного подогрева на показатели критических напряжений при испытании образцов Имплант, наплавку которых выполняли на погонной энергии 4,8 и 8,6 кДж/см соответственно. На рис. 3 приведена диаграмма превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ стали КС2 при дуговой наплавке [15]. Как видно из приведенного материала, на изменение показателей сопротивляемости замедленному разрушению $\sigma_{кр}$ существенное влияние оказывает структурное состояние металла в участке перегрева ЗТВ. При скорости охлаждения $w_{6/5} \geq 25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ в металле участка перегрева ЗТВ формируется мартенситно-бейнитная структура, в которой содержание мартенсита превышает 71%. Микротвердость мартенсита повышается от $HV_{0,1} = 4420\text{ МПа}$ при $w_{6/5} \geq 8,0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ до 5660...6060 МПа при

* Исследования были выполнены Л. И. Маркашовой, Е. Н. Бердниковой, Т. А. Алексеенко.

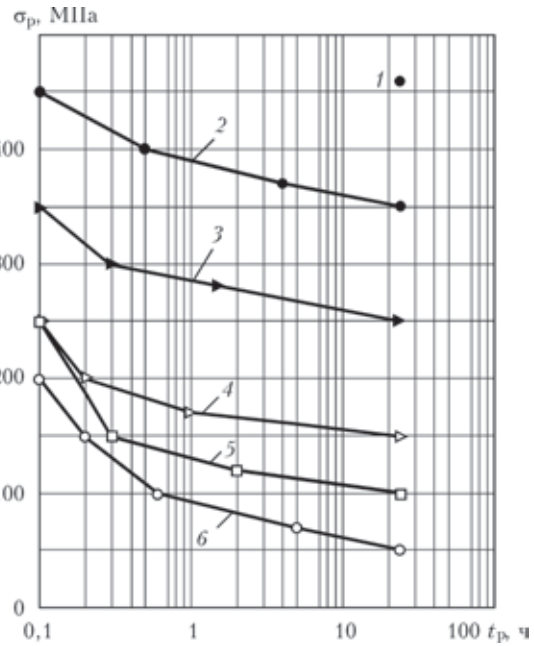


Рис. 1. Влияние температуры предварительного подогрева $T_{п.п}$ на сопротивляемость замедленному разрушению σ_p металла ЗТВ стали КС2 при $Q_{св} = 4,8\text{ кДж}/\text{см}$: 1 — $T_{п.п} = 200$; 2 — 150; 3 — 100; 4 — 70; 5 — 50; 6 — $20\text{ }^{\circ}\text{C}$

25...30 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$. Интегральная твердость металла составляет $HV_{10} \geq 5650\text{ МПа}$. Поэтому при наплавке без предварительного подогрева на погонных энергиях 4,8 и 8,6 кДж/см металл ЗТВ имеет низкую сопротивляемость зарождению и развитию микротрещин, и критические напряжения разрушения соответственно составляют всего $0,07\sigma_{0,2}$ и $0,14\sigma_{0,2}$. Для того чтобы при данных условиях наплавки в металле участка перегрева ЗТВ не разви-

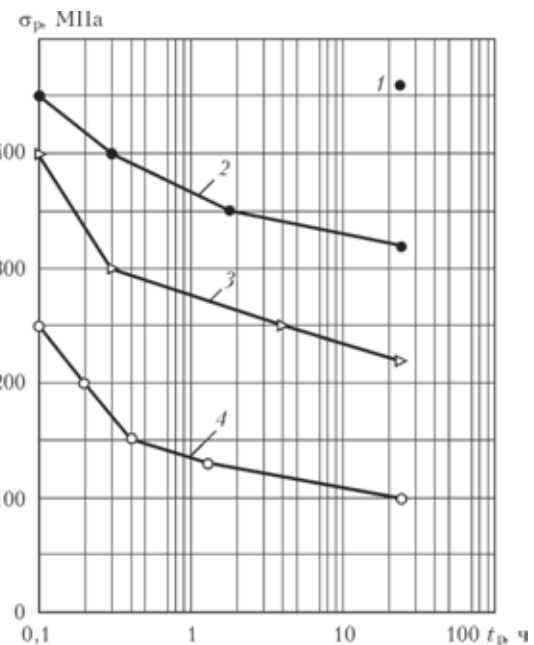


Рис. 2. Влияние температуры предварительного подогрева $T_{п.п}$ на сопротивляемость замедленному разрушению σ_p металла ЗТВ стали КС2 при $Q_{св} = 8,6\text{ кДж}/\text{см}$: 1 — $T_{п.п} = 100$; 2 — 70; 3 — 50; 4 — $20\text{ }^{\circ}\text{C}$

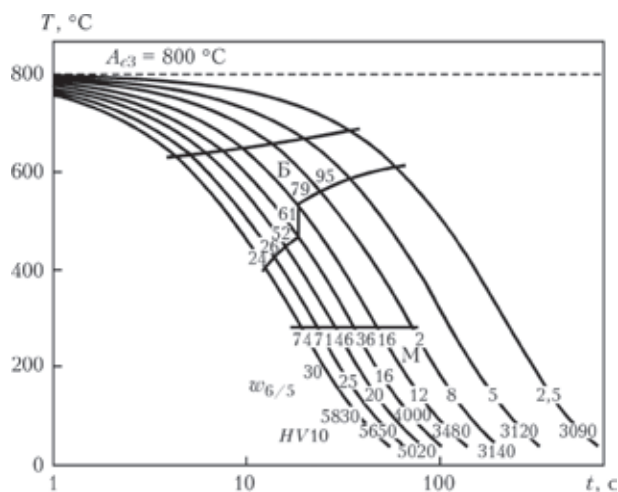


Рис. 3. Диаграмма превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ стали КС2 (0,58 % С) при дуговой наплавке (скорость нагрева $w_{нагр} = 210 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, время аустенизации $t_1 = 7 \dots 10 \text{ с}$) [15]

валя процесс замедленного разрушения, внешние напряжения не должны превышать 50...100 МПа.

При применении предварительного подогрева с температурой $T_{п.п} = 50 \text{ }^\circ\text{C}$ скорость охлаждения незначительно снижается $w_{6/5} \geq 20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ (см. табл. 1) и в металле ЗТВ формируется также мартенситно-бейнитная структура, объемная доля мартенсита в которой ниже (50...74 %). Критические напряжения повышаются практически в два раза, но все равно остаются на низком уровне. При наплавке на погонной энергии 4,8 кДж/см показатель $\sigma_{кр} = 0,14\sigma_{0,2}$, а при 8,6 кДж/см — $\sigma_{кр} = 0,30\sigma_{0,2}$. При этом для реализации процесса замедленного разрушения металла ЗТВ (время разрушения $t_p = 0,1 \text{ ч}$) необходимы внешние напряжения величиной соответственно 250 и 400 МПа.

Более существенному повышению сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ наплавки, до величины $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0,2}$, выполненной на погонной энергии 8,6 кДж/см, способствует применение предварительного подогрева при температуре 70 °С и выше. При данных условиях наплавки ($T_{п.п} = 70 \dots 100 \text{ }^\circ\text{C}$) структура металла ЗТВ в зависимости от скорости охлаждения $w_{6/5} =$

$= 12 \dots 20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ (см. табл. 1) представлена бейнитно-мартенситной смесью, объемная доля мартенсита в которой не превышает 50 %. При наплавке на погонной энергии 4,8 кДж/см такие условия формирования структуры соответствуют применению предварительного подогрева при температуре $T_{п.п} = 150 \dots 200 \text{ }^\circ\text{C}$ и критические напряжения при разрушении металла ЗТВ повышаются до уровня $\sigma_{кр} \geq 0,50\sigma_{0,2}$. Испытать образцы Имплант с большими значениями нагрузок не удалось, так как начинается пластическое течение металла и процесс замедленного разрушения не реализуется. Поэтому при наплавке с $Q_{св} = 8,6 \text{ кДж}/\text{см}$ и $T_{п.п} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$, а также при $Q_{св} = 4,8 \text{ кДж}/\text{см}$ и $T_{п.п} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, критические напряжения условно приняты 460 МПа.

Разрушение металла ЗТВ стали КС2 при всех исследуемых вариантах наплавки, описанных ранее, происходит хрупко. На рис. 4 приведены изломы образцов Имплант, наплавку которых выполняли на погонной энергии 8,6 кДж/см без и с предварительным подогревом до температуры 70 °С, а на рис. 5 характерные фрагменты поверхности разрушения на участках зарождения и развития микротрещин. Нагрузка при разрушении образцов составляла $\sigma_p = 1,1 \dots 1,3\sigma_{кр}$.

На поверхности изломов наблюдаются характерные участки разрушения, которые можно условно разделить на локальные участки зарождения микротрещин и их замедленного развития (зона I), участки ускоренного развития микротрещин до макроуровня (зона II) и участки долома (зона III). Распределение зон носит локальный характер, зарождение и развитие трещин происходит одновременно в нескольких местах, участки разрушения чередуются. Исследования на микроуровне показали, что зарождение микротрещин в ЗТВ при обоих вариантах наплавки стали КС2 протекает хрупко по границам зерен (рис. 5, а, б). В дальнейшем микротрещины развиваются как по границам, так и телу зерен — излом в данной зоне характеризуется как межзеренный и внутризеренный скол. Размер фасеток скола $D_\phi \sim 30 \dots 100 \text{ мкм}$. В зависимости от структурного состояния металла ЗТВ изменяется и соотношение этих видов излома. При наплавке без предварительного подогрева объемная доля V_d межзеренного скола составляет 95 %, а при подогреве с $T_{п.п} = 70 \text{ }^\circ\text{C}$ — уменьшается до 30 %. При применении предварительного подогрева по границам зерен наблюдаются также участки квазихрупкого разрушения и локальные участки вязкой составляющей с $D_\phi \sim 0,5 \dots 2 \text{ мкм}$ в количестве до 10 % (рис. 5, в, г).

На участке долома характер разрушения и размер структурных элементов от-

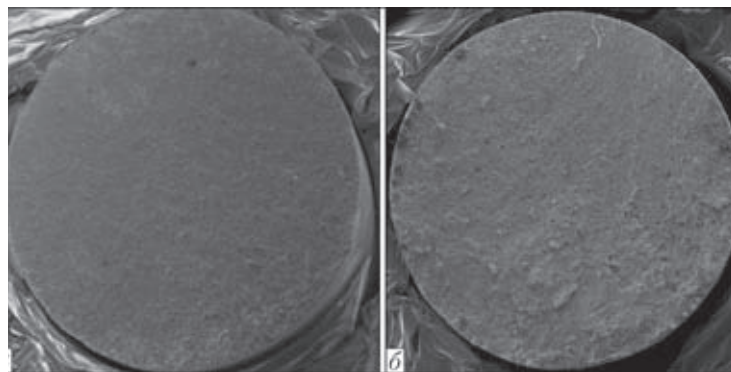


Рис. 4. Изломы ($\times 24$) образцов Имплант стали КС2 при наплавке на погонной энергии 8,6 кДж/см без (а) и с предварительным подогревом до температуры 70 °С (б)

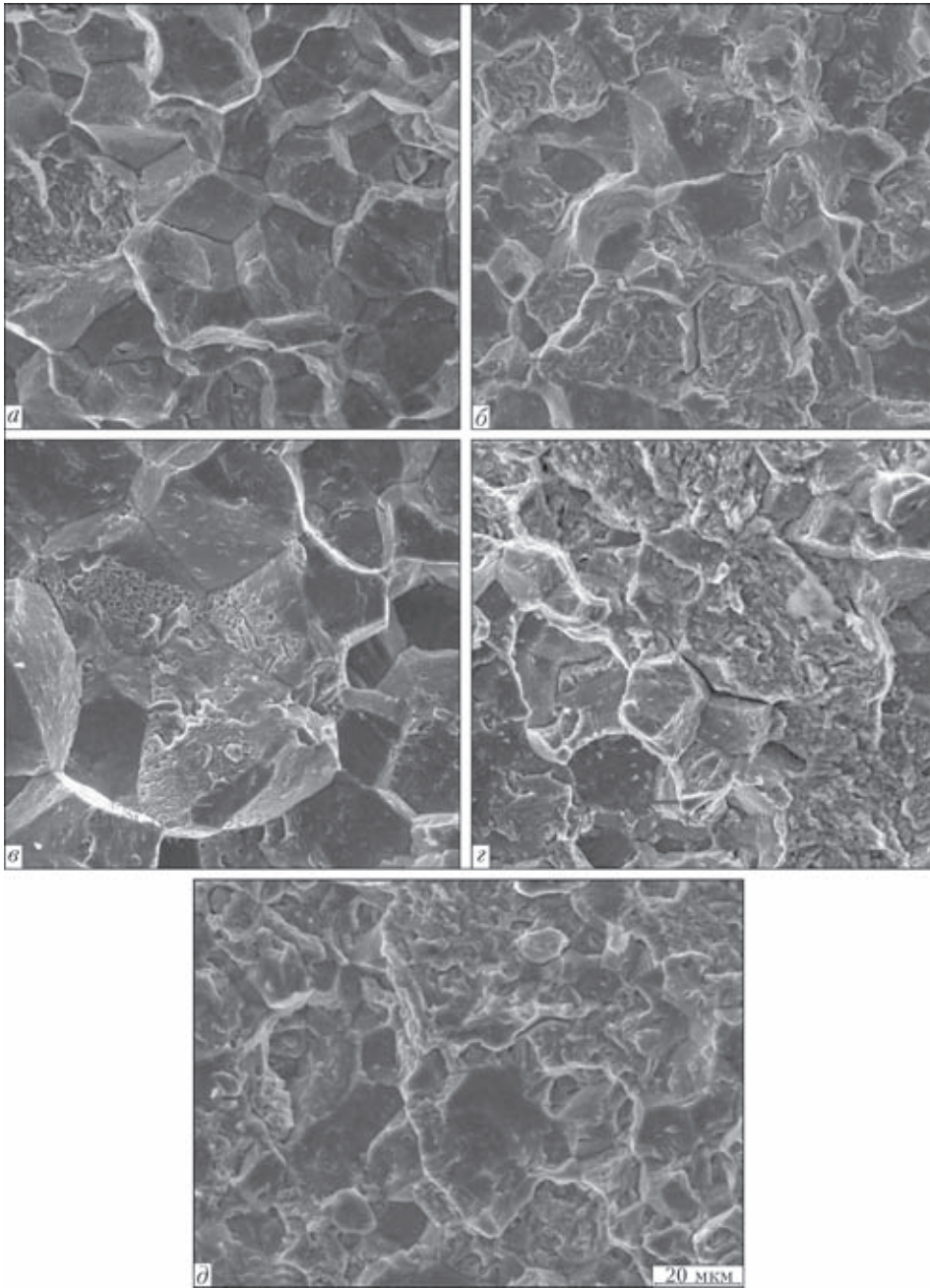


Рис. 5. Фрагменты ($\times 1010$) поверхности разрушения на участке зарождения (*a, б*), развития микротрещин (*в, г*) и в зоне долома (*д*) металла ЗТВ стали КС2 при наплавке с $Q_{св} = 8,6$ кДж/см: *a, в* — $T_{п.п} = 20$; *б, г* — 70 °С

личается от других зон излома. Он одинаков для обоих вариантов наплавки, это преимущественно внутризеренное квазихрупкое разрушение с $D_{\phi} \sim 10 \dots 20$ мкм (рис. 5, д).

При увеличении погонной энергии наплавки, более 8,6 кДж/см, сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ образцов стали КС2 повышается (рис. 6). Так, при наплавке с $Q_{св} = 11,5$ кДж/см без предварительного подогрева скорость охлаждения снижается до 15...17 °С/с. В металле ЗТВ формируется такая же бейнитно-мартенситная структура, как и при наплавке с $Q_{св} = 8,6$ кДж/см и $T_{п.п} = 70$ °С, и критические напряжения составляют 200 МПа. Но это значение $\sigma_{кр}$ примерно в 1,6 раза ниже аналогичного

показателя для наплавки с более низкой погонной энергией при примерно одинаковой скорости охлаждения в ЗТВ. По всей видимости, это связано с развитием процесса роста зерна аустенита в металле участка перегрева ЗТВ, который протекает более интенсивно при наплавке на большей погонной энергии. Но даже учитывая это отрицательное влияние, применение при наплавке с $Q_{св} = 11,5$ кДж/см предварительного подогрева с температурой 50 °С исключает развитие замедленного разрушения металла ЗТВ стали КС2. Следует также отметить, что при испытаниях образцов Имплант при наплавке на большей погонной энергии было зафиксировано увеличение времени до разрушения. Так, замедленное разрушение об-

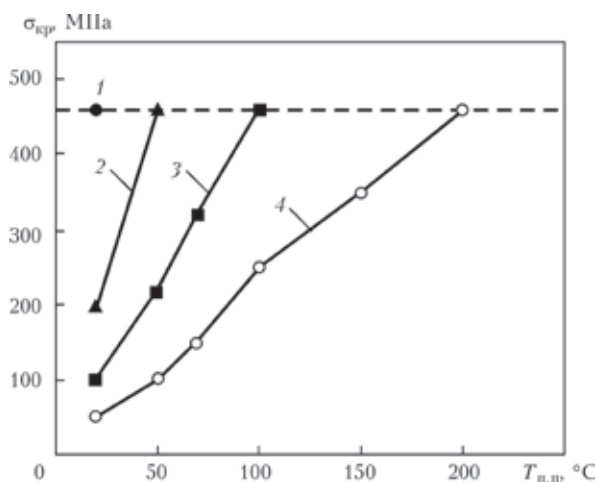


Рис. 6. Влияние погонной энергии наплавки и температуры предварительного подогрева на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ стали КС2 (0,58 % С): 1 — $Q_{св} = 15,0$; 2 — 11,5; 3 — 8,6; 4 — 4,8 кДж/см

разцов при нагрузке $\sigma_p = 2,0\sigma_{кр}$, наплавленных с $Q_{св} = 8,6$ кДж/см и $T_{п.п} = 70$ °С, проходит за 0,1 ч, а при 11,5 кДж/см и $T_{п.п} = 20$ °С период разрушения составлял 0,7 ч. Это также может быть связано с ростом зерна в металле ЗТВ и соответствующим увеличением пути развития микротрещин по его границе, расположение которой не совпа-

дает с полем действия главных растягивающих напряжений.

Не было зафиксировано развития процесса замедленного разрушения и при наплавке без предварительного подогрева стали КС2 (0,58 % С) на погонной энергии 15,0 кДж/см. В данном случае скорость охлаждения в ЗТВ составляет 10...12 °С/с, формируется бейнитно-мартенситная структура, в которой объемная доля мартенсита не превышает 16 %. Твердость металла в участке перегрева ЗТВ составляет $HV10 \leq 3480$ МПа. В таком металле микротрещины не зарождаются вследствие развития процессов микропластического деформирования и релаксации микронапряжений в структуре.

С повышением содержания углерода в высокопрочной стали замедленное разрушение металла ЗТВ протекает при более низких значениях внешних напряжений. Обобщенные результаты испытаний образцов Имплант представлены на рис. 7, а, б. Как видно из представленных данных, при наплавке без предварительного подогрева сталей 65Г (0,65 % С) и М76 (0,74 % С) увеличение погонной энергии до 15,0 кДж/см и выше, способствует повышению критических напряжений, но не исключает развития процесса замедленного разрушения в металле ЗТВ.

Специально проведенные металлографические исследования** показали, что структура конструкционной стали 65Г в состоянии поставки представлена бейнитом (рис. 8, а), размер зерна 16...24 мкм и интегральная твердость металла $HV10 = 2760$ МПа. В отличие от стали КС2 под воздействием ТЦС в металле участка перегрева ЗТВ стали 65Г, бейнитно-мартенситная структура, в которой объемная доля мартенсита не превышает 50 %, формируется при скорости охлаждения $w_{6/5} \leq 7$ °С/с (рис. 8, в). Твердостью металла с такой структурой не более 4570 МПа. Размер зерна в металле участка перегрева ЗТВ составляет 63...94 мкм. При повышении скорости охлаждения до 12,0...15,0 °С/с в металле ЗТВ образуется структура с объемной долей мартенситной составляющей более 97 %. В структуре металла при данной скорости охлаждения находится также нижний бейнит (2 %), располагается он локально на границах зерен. Микротвердость мартенсита в зависимости от скорости охлаждения составляет $HV0,1 = 4250...7390$ МПа, а интегральная твердость металла до 7200 МПа (рис. 8, з). При скорости охлаждения $w_{6/5} = 8$ °С/с микротвердость мартенсита 5600...6130 МПа.

Соответственно со структурой металла ЗТВ стали 65Г изменяется и его сопротивляемость

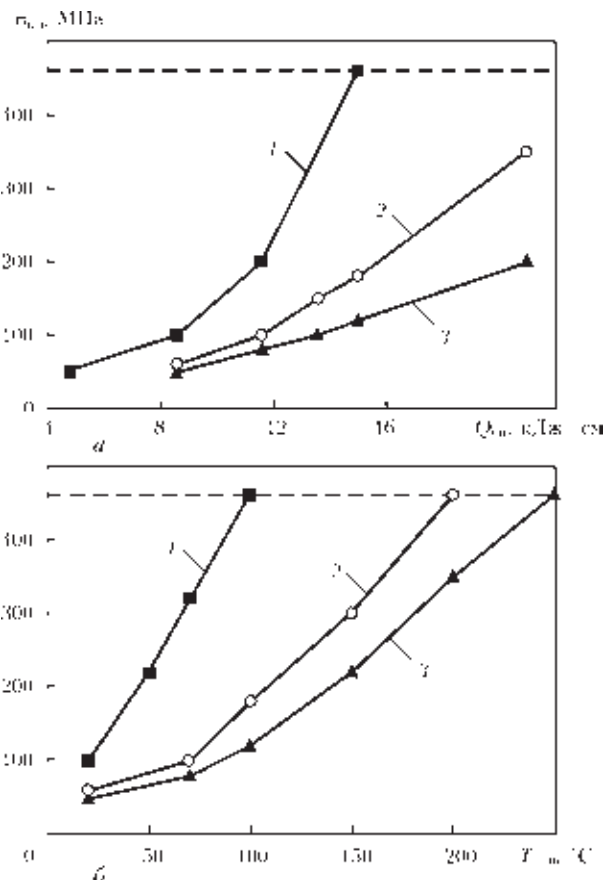


Рис. 7. Влияние погонной энергии наплавки ($Q_{св} = 8,6$ кДж/см) (а) и температуры предварительного подогрева ($T_{п.п} = 20$ °С) (б) на сопротивляемость высокопрочных углеродистых сталей замедленному разрушению: 1 — сталь КС2 (0,58 % С); 2 — 65Г (0,65 % С); 3 — М76 (0,74 % С)

** Исследования были выполнены В. А. Костиным, В. В. Жуковым, Т. Г. Соломийчук.

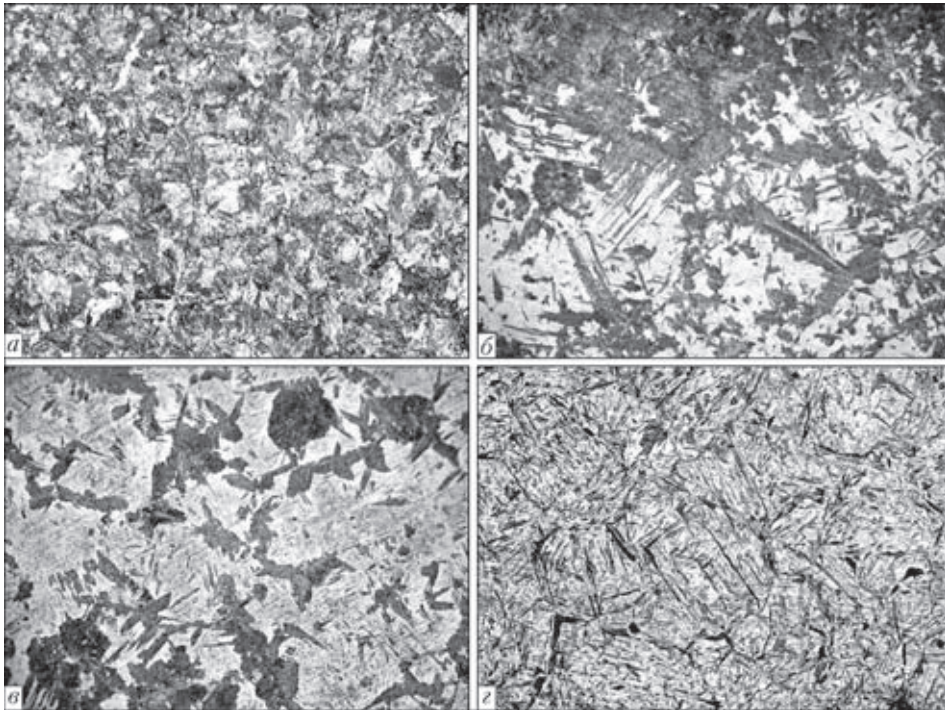


Рис. 8. Микроструктуры участка перегрева металла 3ТВ стали 65Г ($\times 500$, уменьшено в 2 раза): *a* — сталь в состоянии поставки ($\times 200$); *b* — $w_{6/5} = 5$; *v* — 8,0; *z* — 20 °C/c

замедленному разрушению. При формировании в металле 3ТВ сравнительно пластичной бейнитно-мартенситной структуры, которая образуется при скорости охлаждения $w_{6/5} \leq 7$ °C/c, что соответствует применению погонной энергии наплавки на уровне $Q_{св} \geq 21,0$ кДж/см или температуры предварительного подогрева $T_{п.п} > 150$ °C при $Q_{св} = 8,6$ кДж/см, критические напряжения составляют более 350 МПа. При этом, для стали 65Г, как и для стали КС2, повышенная сопротивляемость металла 3ТВ замедленному разрушению при $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0,2}$ обеспечивается при формировании бейнитно-мартенситной структуры, объемная доля мартенсита в которой не превышает 50 %. В случае формирования в металле 3ТВ структуры с большим содержанием мартенсита, его сопротивляемость замедленному разрушению снижается более чем в 3 раза.

Исследования изломов металла 3ТВ образцов стали 65Г, обобщенные результаты которых приведены на рис. 9, 10 и в табл. 2, показали, что при увеличении погонной энергии наплавки от 13,6 до 21,0 кДж/см, когда скорость охлаждения в металле 3ТВ снижается примерно от 15,0 до 7,0 °C/c, происходят существенные изменения в характе-

ре разрушения. Аналогично, как и при наплавке стали КС2, микротрещины в металле 3ТВ зарождаются и затем медленно развиваются как по границам, так и телу зерен – излом в данной зоне характеризуется как межзеренный и внутризеренный скол (рис. 10). С увеличением погонной энергии наплавки объемная доля межзеренного скола, которая при $Q_{св} = 13,6$ кДж/см составляет 85 %, уменьшается до 50 % при 21,0 кДж/см. При этом размеры фасеток на поверхности разрушения увеличиваются от 25...50 до 50...100 мкм. В зоне ускоренного развития микротрещин (зона II) также снижается доля хрупкого межзеренного скола, а по границам зерен наблюдаются локальные участки вязкой составляющей (до 10 %).

Если для исследуемых сталей КС2 и 65Г, содержание углерода в которых не превышало 0,65 %, условие повышенной сопротивляемости замедленному разрушению металла 3ТВ обеспечивалось при формировании бейнитно-мартенситной структуры, объемная доля мартенсита в которой не превышала 50 %, то свойства стали М76 (0,74 % С) отличаются от предыдущих сталей. Под действием термического цикла дуговой наплавки температура начала превращения ау-

Т а б л и ц а 2. Структура излома при замедленном разрушении металла 3ТВ стали 65Г

$Q_{св}$, кДж/см	Зона I				Зона II					
	Хрупкий межзеренный		Хрупкий внутризеренный		Хрупкий межзеренный		Хрупкий внутризеренный		Вязкий	
	$V_{л2}$, %	$D_{ф2}$, мкм	$V_{л2}$, %	$D_{ф2}$, мкм	$V_{л2}$, %	$D_{ф2}$, мкм	$V_{л2}$, %	$D_{ф2}$, мкм	$V_{л2}$, %	$D_{ф2}$, мкм
13,6	85	25/50	15	25/50	60	30/50	40	30/70	—	—
15,0	70	30/70	30	30/70	40	30/70	60	40/70	—	—
21,0	50	50/100	50	50/100	20	30/100	70	40/70	10	0,5/2

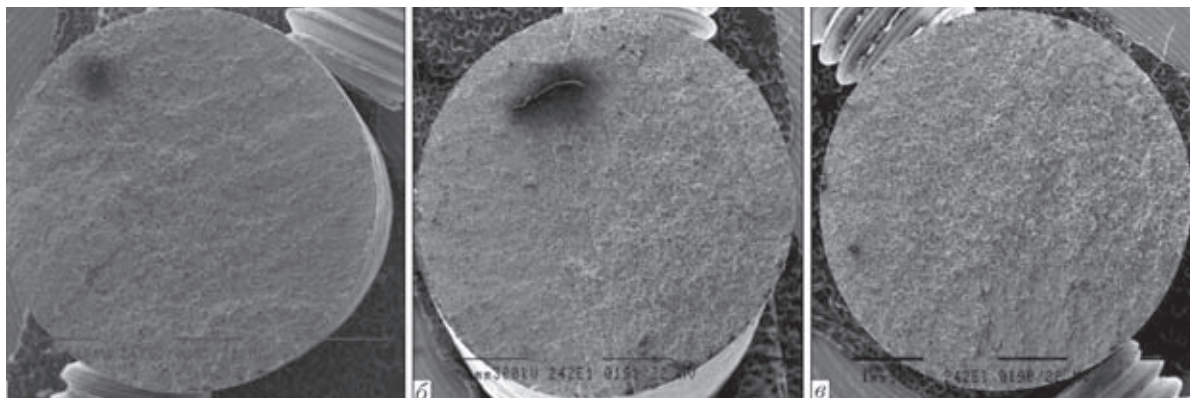


Рис. 9. Изломы ($\times 15$) образцов Имплант стали 65Г при наплавке без предварительного подогрева: а — $Q_{св} = 13,6$; б — 15,0; в — 21,0 кДж/см

стенита в мартенсит ($T_{Мн}$) в металле ЗТВ стали М76, в зависимости от развития превращений в промежуточной области, составляет 240...205 °С и более чем на 40 °С ниже температуры $T_{Мн}$ для сталей КС2 (0,58 % С) и 65Г (0,65 % С). Микротвердость мартенситной составляющей структуры, в зависимости от скорости охлаждения, находится на уровне $HV0,1 = 5030 \dots 7880$ МПа. Очевидно, что локальные микронапряжения в мартенситной структуре стали М76 будут значительно выше, чем в сталях с более низким содержанием углерода. Поэтому зарождение и развитие микротрещин должно проходить при меньшей объемной

доле мартенсита в структуре и при более низких значениях внешних напряжений. Подтверждением этому есть результаты испытаний образцов Имплант, приведенные на рис. 7. Как видно, повышенную сопротивляемость замедленному разрушению металлу ЗТВ стали М76 на уровне $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0,2}$ возможно обеспечить при температуре предварительного подогрева выше 200 °С, когда скорость охлаждения составляет не более 5...7 °С/с. Как установлено, при данной скорости охлаждения формируется бейнитно-мартенситная структура, в которой объемная доля мартенсита не превышает 10 % и его микротвердость $HV0,1 =$

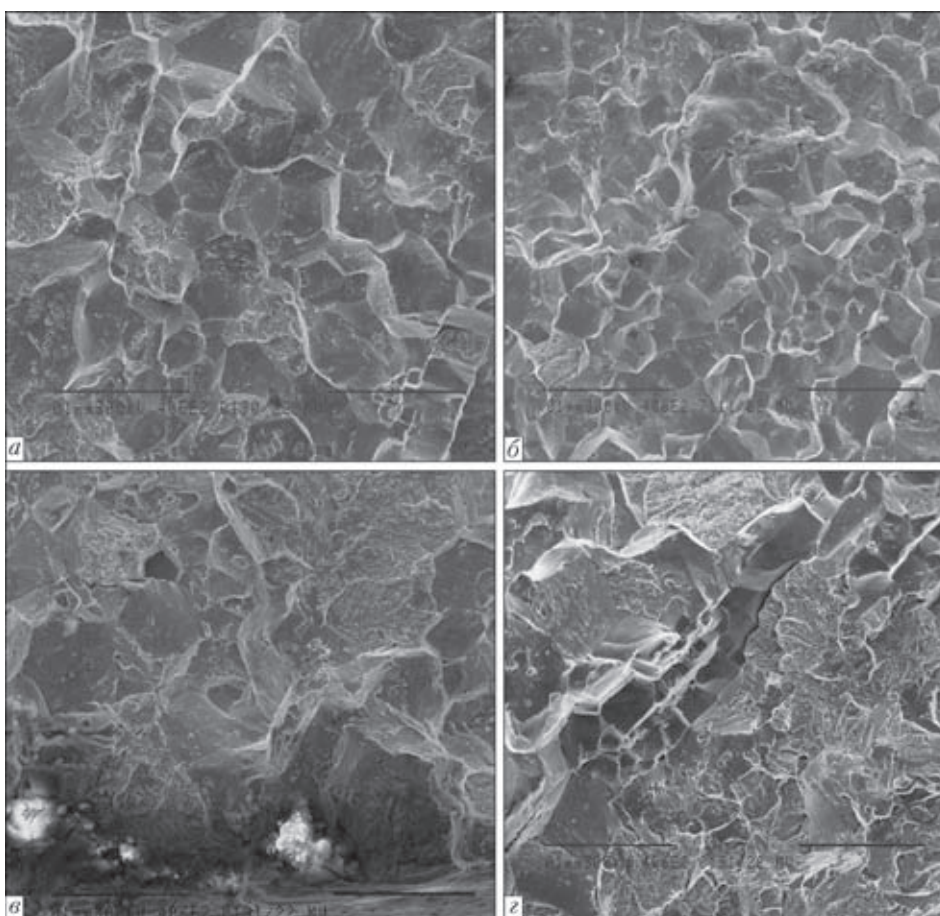


Рис. 10. Фрагменты ($\times 406$) поверхности разрушения на участке зарождения (а, б) и развития микротрещин (б, в) металла ЗТВ стали 65Г при наплавке с $Q_{св} = 13,6$ кДж/см (а, б) и 21,0 (в, в)



= 5030...6200 МПа. Преобладающей структурой при $w_{6/5} \leq 12,0$ °C/c является нижний бейнит с микротвердостью 3360...3780 МПа. При $T_{п.п} = 250$ °C, когда $w_{6/5} = 3,0...4,0$ °C/c и мартенсита в структуре не более 2 %, замедленного разрушения металла ЗТВ стали М76 не происходит.

Обобщая приведенные выше результаты исследований, влияние содержания углерода в стали КС2 на сопротивляемость металла ЗТВ замедленному разрушению можно представить в виде диаграммы $w_{6/5} = f(C)$, на которой выделены три характерные области склонности металла ЗТВ к замедленному разрушению (рис. 11):

1. Область активного развития процесса замедленного разрушения в металле ЗТВ. При превышении скорости охлаждения $w_{6/5}$, которая на диаграмме отмечена верхней кривой, в металле ЗТВ будут формироваться закалочные структуры, которые предрасположены к зарождению и развитию холодных трещин при наличии достаточно низких внешних напряжений ($\sigma_{кр} < 0,3\sigma_{0,2}$). При содержании углерода в колесной стали в пределах 0,55...0,65 % формируются структуры, в которых объемная доля мартенсита более 50 %, а при $C = 0,65...0,75$ % — мартенсита в структуре 10 % и более. В этой области процесс образования микротрещин и их развития до макроуровня реализуется в течение 0,1 ч и предотвратить его практически невозможно.

2. Область повышенной сопротивляемости металла ЗТВ замедленному разрушению. Вследствие формирования сравнительно пластичных структур, зарождение и развитие микротрещин затруднено. При содержании углерода в стали КС2 до 0,65 % это структура металла ЗТВ, в которых объемная доля мартенсита составляет более 28...36 %, но не превышает 50 %. При $C = 0,65...0,75$ % — мартенсита в структуре от 4 % до 10 %. Зарождение микротрещин возможно лишь при условии наличия напряжений на уровне $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0,2}$ при непрерывном охлаждении металла в низкотемпературной области ($T \leq T_{Мн}$), когда процессы микропластического деформирования протекают в полностью сформировавшейся свежезакаленной структуре. На диаграмме этот участок скоростей охлаждения ограничен двумя кривыми. Процесс замедленного разрушения в этом случае реализуется на протяжении более длительного отрезка времени (больше 0,7 ч). Предотвратить замедленное разрушение металла ЗТВ наплавки возможно, замедлив его охлаждение в области температур мартенситного превращения ($T \leq T_{Мн}$). Практически это выполнимо при применении контролируемого термического цикла наплавки.

3. Область, в которой процесс замедленного разрушения при электродуговой наплавке стали

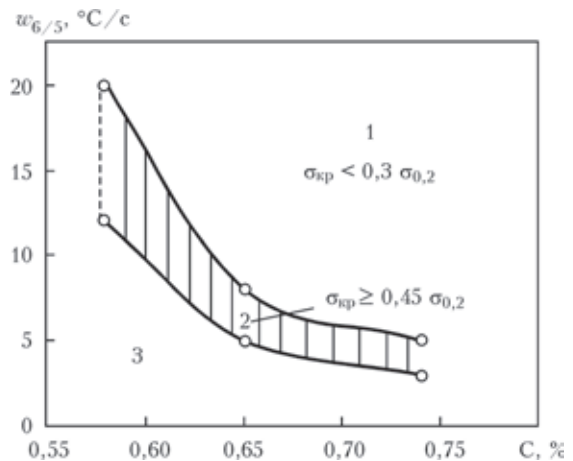


Рис. 11. Влияние содержания углерода в стали КС2 на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ

КС2 не реализуется. При обеспечении скорости охлаждения, которая не превышает нижней границы указанной области повышенной сопротивляемости, в ЗТВ формируются структуры, имеющие достаточно высокую способность к микропластическому деформированию без образования микротрещин. При содержании углерода в стали КС2 на уровне $C \leq 0,60$ % скорость охлаждения $w_{6/5} \leq 10,0$ °C/c, при $C \leq 0,65$ % $w_{6/5} \leq 5,0$ °C/c и при $C \leq 0,75$ % $w_{6/5} \leq 3,0$ °C/c.

Следует также отметить, что приведенная на рис. 11 диаграмма отвечает условиям электродуговой наплавки, когда содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле не превышает 0,75...0,90 мл/100 г. При увеличении его содержания, которое зависит от способа и параметров наплавки, системы легирования наплавочных материалов и способов их подготовки, и т. д., необходимо применять специальные технологические операции по снижению его отрицательного влияния [17].

Практические рекомендации по выбору температуры предварительного подогрева и погонной энергии наплавки реализованы в технологиях восстановления наплавкой изношенных гребней цельнокатаных колес грузовых вагонов. В настоящее время на ремонтных предприятиях железнодорожного транспорта Украины при ремонте колес, изготовленных из стали КС2, используют технологию восстановления с применением двухдуговой наплавки под слоем флюса, разработанную в отд. № 39 ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ совместно с ПКТЬ ЦВ ПАО «Укрзалізниця». Наплавку выполняют проволокой Св-08ХМ на погонной энергии 11,0...13,0 кДж/см, обязательными элементами технологии являются применение предварительного подогрева ободьев колес до температуры 150 °C и замедленного охлаждения колес после наплавки в термокамерах, где они выдерживаются в течение 5 ч (скорость охлаждения



составляет около 50 °С/ч). При выполнении комплекса требований, предъявляемых к технологии наплавки, в частности к технологическому оборудованию, сварочным материалам, технике и режимам наплавки, соблюдению термического цикла в процессе восстановления, достигается высокое качество наплавленного металла и надежность колес при эксплуатации.

Выводы

1. Высокопрочные стали, содержание углерода в которых составляет 0,55...0,75 %, обладают повышенной склонностью к замедленному разрушению металла ЗТВ при электродуговой наплавке вследствие формирования в участке перегрева закалочных структур с повышенной плотностью дислокаций и высоким уровнем локальных внутренних напряжений. Структурное состояние металла, которое зависит от содержания углерода и условий охлаждения в процессе наплавки, существенно влияет на процессы зарождения и развития микротрещин в металле участка перегрева ЗТВ. С повышением содержания углерода в стали и скорости охлаждения в температурном интервале 600...500 °С склонность к замедленному разрушению металла ЗТВ увеличивается, а уровень критических напряжений снижается до $0,07\sigma_{0,2}$.

2. Увеличению сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ стали марки 2, при содержании $C = 0,55...0,65$ %, до уровня напряжений $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0,2}$, способствует формирование более пластичных структур, в которых объемная доля мартенсита не превышает 50 %. При содержании $C = 0,75$ % объемная доля мартенсита в структуре металла ЗТВ должна составлять не более 4...10 %. При таких условиях формирования структуры предотвратить зарождение и развитие микротрещин при наплавке возможно, замедлив охлаждение металла ЗТВ в области температур мартенситного превращения ($T \leq T_{Mn}$).

3. Построена диаграмма, отображающая влияние содержания углерода в стали КС2 на сопротивляемость металла ЗТВ замедленному разрушению в виде $w_{6/5} = f(C)$. Установлено, что при скорости охлаждения $w_{6/5} \leq 16,0$ °С/с для стали КС2, содержание углерода в которой $C = 0,55...0,60$ % ($w_{6/5} \leq 8,0$ °С/с при $C = 0,60...0,65$ % и $w_{6/5} \leq 5,0$ °С/с при $C = 0,65...0,75$ %), в металле участка перегрева ЗТВ формируются структу-

ры, имеющие достаточно высокую способность к микропластическому деформированию без образования микротрещин.

1. О двух путях релаксации остаточных микронапряжений в мартенсите стали / Л. Е. Алексеева, В. И. Саррак, С. О. Суворова, Г. А. Филиппов // Металлофизика. – 1975. – Вып. 61. – С. 79–84.
2. Саррак В. И., Филиппов Г. А. Задержанное разрушение стали после закалки // Физ.-хим. мех. материалов. – 1976. – № 2. – С. 44–54.
3. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. – Киев: Наук. думка, 1991. – 416 с.
4. Шориоров М. Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. – М.: Наука, 1965. – 336 с.
5. Макара А. М., Мосендз Н. А. Сварка высокопрочных сталей. – Киев: Техніка, 1971. – 140 с.
6. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 247 с.
7. Филиппов Г. А., Саррак В. И. Локальное распределение водорода и внутренние микронапряжения в структуре закаленной стали // Физ. мет. и материаловедение. – 1980. – 49, № 1. – С. 121–125.
8. Стеренбоген Ю. А. Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин // Автомат. сварка. – 1986. – № 6. – С. 5–8.
9. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке // Там же. – 1994. – № 1. – С. 3–7.
10. Походня И. К., Швачко И. В. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Там же. – 1997. – № 5. – С. 3–12.
11. Швачко И. В., Игнатенко А. В. Модель транспортировки водорода дислокациями // Там же. – 2007. – № 2. – С. 27–30.
12. Скульский В. Ю. Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающихся сталей // Там же – 2009. – № 7. – С. 14–20.
13. Дислокационная модель водородной локализации пластичности металлов с ОЦК решеткой / А. В. Игнатенко, И. К. Походня, А. П. Пальцевич, В. С. Синюк // Там же. – 2012. – № 3. – С. 22–27.
14. Влияние термомодеформационного цикла наплавки на структуру и свойства железнодорожных колес повышенной прочности при их восстановлении / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, В. А. Саржевский и др. // Там же. – 2010. – № 5. – С. 22–26.
15. Структурные изменения в участке перегрева металла ЗТВ колесной стали при дуговой наплавке / А. А. Гайворонский, В. В. Жуков, В. Г. Васильев и др. // Там же. – 2014. – № 1. – С. 16–21.
16. Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства восстановленных наплавкой железнодорожных колес / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, Л. И. Маркашова и др. // Там же. – 2012. – № 8. – С. 18–24.
17. Гайворонский А. А. Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений высокоуглеродистой стали // Там же. – 2013. – № 5. – С. 15–21.
18. Свойства сварных соединений рельсовой стали при электродуговой сварке / В. Д. Позняков, В. М. Кирьяков, А. А. Гайворонский и др. // Там же. – 2010. – № 8. – С. 19–25.

Поступила в редакцию 11.10.2013