

ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ НАПЛАВКЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

**А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Л. И. МАРКАШОВА, А. С. ШИШКЕВИЧ,
В. А. ЯЩУК, А. В. КЛАПАТЮК**

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представленные результаты являются продолжением комплексных исследований и касаются влияния низкотемпературного отпуска, который выполняется в процессе замедленного охлаждения изделий после сварки, на механические свойства и трещиностойкость соединений высокопрочной стали с содержанием углерода 0,55...0,65 %. Установлено, что отпуск при 100 °С на протяжении до четырех часов способствует повышению показателей пластических свойств закаленного металла зоны термического влияния на 70 %, ударной вязкости в 3 раза, трещиностойкости в 4,5 раза, долговечности сварных соединений в 2 раза. Связано это со снижением до 1,5 раз плотности дислокаций в объеме рек бейнита и мартенсита, а также релаксацией напряжений II рода. Библиогр. 14, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: высокопрочная углеродистая сталь, дуговая сварка, зона термического влияния, низкий отпуск, структура, механические свойства, хрупкое разрушение, долговечность

При сварке высокопрочных сталей одной из главных проблем является охрупчивание металла зоны термического влияния (ЗТВ) вследствие формирования в ней закалочных структур с низкой способностью к микропластическому деформированию. Как известно [1, 2], пластические свойства закаленного металла ЗТВ определяют как вероятность образования холодных трещин в соединениях при сварке, так и дальнейшую работоспособность сварных соединений под действием эксплуатационных нагрузений. Для повышения сопротивляемости металла хрупкому разрушению применяют различные технологические методы, из которых наиболее эффективными являются термические способы обработки сварных соединений. Так, перед сваркой соединения предварительно подогревают, что дает возможность регулировать скорость охлаждения и структурно-фазовый состав закаленного металла ЗТВ. Как правило, эта технологическая операция позволяет сваривать соединения высокопрочных сталей без образования в них холодных трещин [3, 4]. Но предварительный подогрев не всегда эффективно влияет на сопротивляемость металла ЗТВ хрупкому разрушению под действием внешнего нагружения. Для решения этой задачи изделия после сварки подвергают отпуску при температурах от 250 до 600 °С. Термический режим отпуска (скорость нагрева, температура и продолжительность выдержки, скорость охлаждения) зависит от состава и уровня прочности стали, геометрических размеров изделия. Отпуск позволяет не только стабили-

зировать структуру металла сварных соединений, но и существенно снизить уровень напряжений в конструкции [5, 6]. К недостаткам способа следует отнести большие затраты энергии и необходимость применения специализированного оборудования.

При сварке соединений высокопрочных углеродистых сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 % проблема повышения сопротивляемости закаленного металла ЗТВ хрупкому разрушению стоит наиболее остро. Как было показано в работе [7], по сравнению с металлом в исходном состоянии величина критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} для ЗТВ снижается в 4...8 раз. Также было установлено, что для повышения в 2...3 раза сопротивляемости закаленного металла ЗТВ хрупкому разрушению необходимо при сварке обеспечить условия для формирования структуры с превалирующей долей нижнего бейнита. При этом содержание водорода в металле ЗТВ не должно превышать 0,2 мл/100 г. Но даже при таких условиях сварки сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ соединений высокопрочной углеродистой стали существенно ниже, чем у основного металла.

В настоящее время высокопрочные углеродистые стали широко используются при изготовлении железнодорожных колес и бандажей для магистрального транспорта, городского пассажирского транспорта и транспорта предприятий. Содержание углерода в сталях изменяется от 0,55 до 0,70 %, а основными легирующими элемента-

ми являются кремний (до 0,60 %) и марганец (до 1,20 %) [8]. В процессе длительной эксплуатации колеса изнашиваются и при их восстановлении используются методы наплавки. Технология наплавки предусматривает применение предварительного подогрева и замедленного охлаждения колеса после наплавки. Так, при восстановлении колес, изготовленных из колесной стали марки 2 (0,55...0,65 % С), температура предварительного подогрева составляет 150 °С, а после наплавки колеса охлаждаются в термокамерах до температуры 20...30 °С на протяжении 4...5 ч [9, 10]. Необходимость применения технологической операции замедленного охлаждения наплавленных колес установлена экспериментально еще в начале 1990-х годов, что позволило избежать образования трещин в наплавленных колесах при их восстановлении. Тогда также было показано, что повышение температуры предварительного подогрева до 250 °С, но без замедленного охлаждения колеса после наплавки, не дает существенного эффекта в повышении трещиностойкости восстановленных колес.

Цель данной работы – установить влияние условий охлаждения на структуру, механические свойства, сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ и долговечность сварных соединений высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 %.

Материалы и методы исследований. В качестве материала для исследований использовали колесную сталь марки 2 (мас. %: 0,58 С; 0,44 Si; 0,77 Mn; 0,10 Ni; 0,05 Cr; 0,012 S; 0,011 P) и углеродистую сталь марки 65Г (0,65 С; 0,19 Si; 0,91 Mn; 0,18 Ni; 0,16 Cr; 0,017 S; 0,010 P).

Исследования выполняли на модельных и сварных образцах. Методы подготовки и испытаний образцов подробно описаны в работе [7]. Скорость охлаждения модельных образцов при имитации термомеханического цикла сварки в интервале температур 600...500 °С ($w_{6/5}$) составляла 6 °С/с. При данной скорости охлаждения в металле ЗТВ колесной стали марки 2 (КС2) формируется бейнитная структура (100 %), а в стали 65Г — бейнитно-мартенситная структура при соотношении долей структурных составляющих 66/34. При этом, часть образцов непрерывно охлаждали до комнатной температуры, а другие при достижении определенной температуры помещали в печь, выдерживали при этой температуре в течение заданного времени, после чего они охлаждались на воздухе до 20 °С в естественных условиях. Режим отпуска (выдержки) образцов в печи выбирали, исходя из температуры обода колеса после наплавки, которая составляет примерно 260 °С, и времени охлаждения колеса в термокамере. Исследовали влияние температур от-

пуска величиной 200, 150, 100 и 50 °С при выдержке образцов в печи на протяжении 1...4 ч. В последующем из них изготавливали образцы для испытаний при статическом растяжении (ГОСТ 1497), ударе (ГОСТ 9454), трехточечном изгибе (ГОСТ 25.506) и для проведения металлографических исследований. Для механических испытаний изготавливали по 3 образца на каждый режим термической обработки, результаты испытаний усредняли.

Структуру термообработанного металла, распределение и плотность дислокаций, изломы образцов изучали методами оптической микроскопии, растровой и электронной микроскопии (СЭМ-515 фирмы «Philips», JEM-200СХ фирмы JEOL). В дальнейшем расчетным методом [11], используя экспериментально установленные параметры субструктуры, определяли локальную деформацию ($\epsilon_{\text{лок}}$) и структурные напряжения II рода ($\tau_{\text{лок}}$) в зависимости от условий охлаждения металла.

Сопротивляемость усталостному разрушению сварных соединений, охлаждение которых происходило в различных условиях, оценивали при нагружении циклическим изгибом с симметричным циклом, согласно общепринятым методам [12]. Испытаниям подвергали образцы стыковых соединений размером 400×85 мм толщиной 10 мм (65Г) и 20 мм (КС2), которые сваривали механизированным способом под флюсом соответственно в 3 и 6 проходов. Сварку образцов выполняли проволокой Св-08ХМ диаметром 2 мм на режиме: сварочный ток 240...280 А, напряжение на дуге 28...30 В, скорость сварки 24 м/ч.

При таких режимах погонная энергия сварки составляла 10 кДж/см. Для исключения вероятности образования холодных трещин в соединениях перед сваркой выполняли их предварительный подогрев до 150 °С. После охлаждения сварные образцы испытывали на установке УМП-1 при симметричном цикле нагружения с частотой 14 Гц. Напряжения цикла (σ_a) изменяли в диапазоне от 60 до 120 МПа. Критерием оценки были максимальные напряжения (предел выносливости σ_{-1}), при которых в сварном соединении не образуется трещин усталости после 2 млн. циклов нагружения.

Результаты исследований и их обсуждение. Влияние температуры и времени отпуска на изменение механических свойств металла ЗТВ оценивали с использованием модельных образцов стали 65Г. Обобщенные результаты испытаний приведены на рис. 1. На графиках за нулевую точку на шкале абсцисс принята величина механических свойств металла ЗТВ, охлаждение которого выполняли непрерывно по термическому циклу сварки.

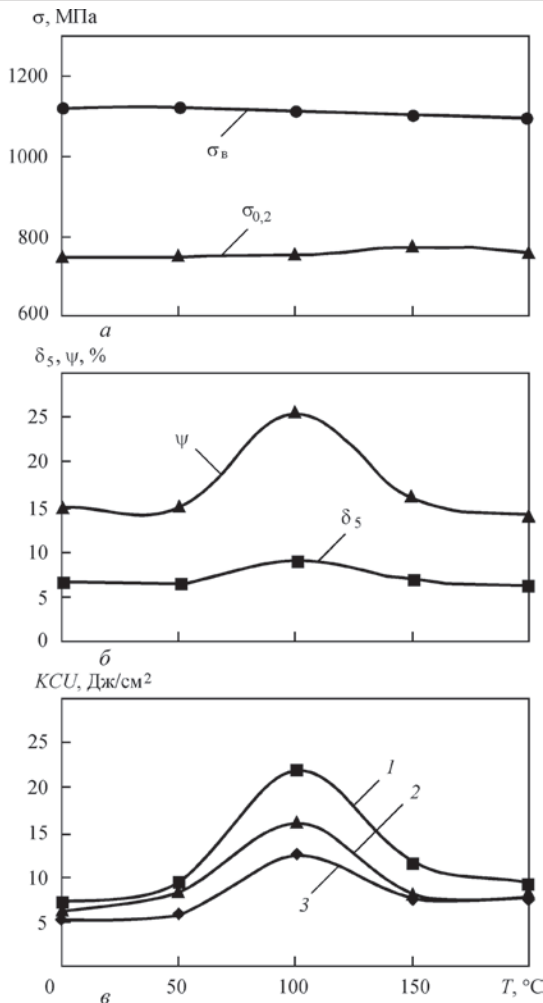


Рис. 1. Влияние температуры отпуска продолжительностью 4 ч на показатели прочности (а), пластичности (б) и ударной вязкости (в) металла 3ТВ стали 65Г при температуре испытаний: 1 — 20 °С; 2 — -20; 3 — -40

Установлено, что отпуск в интервале температур 50...200 °С в течение четырех часов существенно не влияет на изменение прочностных свойств закаленного металла 3ТВ (рис. 1, а). Кратковременная прочность металла находится в диапазоне 1120...1090 МПа, а условный предел текучести металла составляет 745...760 МПа. Но, как видно из представленных данных, величина температуры низкого отпуска более существенно влияет на показатели пластических свойств и ударной вязкости металла 3ТВ, и это влияние неравнозначно (рис. 1, б, в). При температуре отпуска 100 °С относительное удлинение повышается в 1,3 раза (с 6,7 до 9 %), а сужение в 1,7 раза (с 15 до 25,6 %). При отпуске 150...200 °С эти показатели постепенно снижаются до исходного уровня. Аналогичную тенденцию мы наблюдаем и с показателями ударной вязкости металла 3ТВ, при этом их повышение более существенное. При температуре испытаний 20 °С величина KCU увеличивается в 3,1 раза (с 7 до 22 Дж/см²), при -20 °С — в

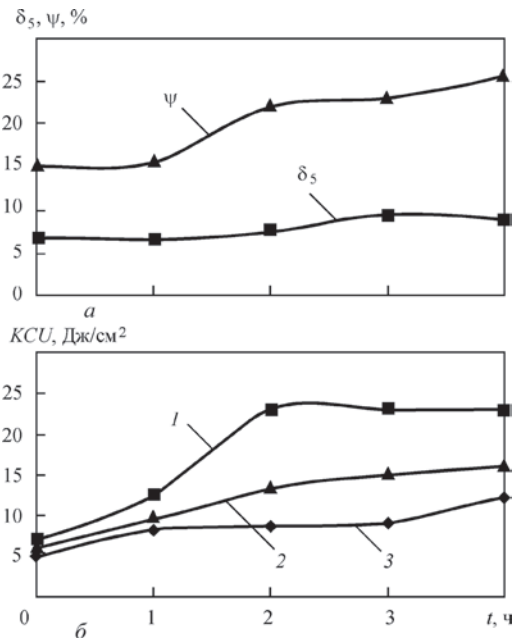


Рис. 2. Влияние времени выдержки при отпуске 100 °С на показатели пластичности (а) и ударной вязкости (б) металла 3ТВ стали 65Г при температуре испытаний: 1 — 20 °С; 2 — -20; 3 — -40

2,7 раза (с 6 до 16 Дж/см²), при -40 °С — в 2,5 раза (с 5 до 12,3 Дж/см²).

Учитывая полученные данные, в дальнейшем оценивали влияние времени выдержки при температуре 100 °С на изменение пластичности и вязкости металла 3ТВ стали 65Г. Обобщенные результаты этих исследований представлены на рис. 2. Установлено, что существенное повышение показателей пластических свойств и ударной вязкости наблюдается уже при двухчасовом отпуске. При увеличении времени пребывания металла при 100 °С до четырех часов показатели его пластичности повышаются на 16...22 %, показатели ударной вязкости при температуре испытаний 20 °С практически не изменяются, а при отрицательных температурах повышаются соответственно на 21 и 40 %.

Очевидно, что повышение пластичности металла 3ТВ в результате задержки его охлаждения при 100 °С на 2...4 ч может быть связано только с изменениями на субструктурном уровне, так как фазовые превращения к этому моменту в основном уже закончились (температура начала образования мартенсита 240 °С) [7]. Снижение же его пластичности при более высокой температуре отпуска (150...200 °С), по-видимому, происходит в результате развития процессов перераспределения углерода и выпадения карбидов в виде тонких пластин на границах реек бейнита и мартенсита [5].

При использовании методов оптической металлографии существенной разницы в структуре закаленного металла образцов, которые охлаждались в разных условиях, не выявлено (рис. 3). При всех вариантах охлаждения структура представлена преи-

Таблица 1. Параметры тонкой структуры, расчетные величины локальной деформации и напряжений II рода (ЗТВ, сталь 65Г)

Условия охлаждения	Элементы структуры	Ширина реек h , мкм	Плотность дислокаций ρ , см ⁻²	Локальная деформация $\varepsilon_{\text{лок}}$, %	Напряжения II рода $\tau_{\text{лок}}$, МПа
Беспрерывное охлаждение по ТЦС	Б _в	0,2...0,5	4...5×10 ¹⁰	2,8...9,0	739...924
	Б _н	0,4...0,7	6...7×10 ¹⁰	8,4...17,5	1109...1294
	М	0,8...1,2	7...8×10 ¹⁰	17,5...33,6	1294...1474
По ТЦС до 100 °С, отпуск 4 ч, далее на воздухе	Б _в	0,2...0,5	3...3,5×10 ¹⁰	2,1...6,3	554...646
	Б _н	0,4...0,7	4...4,5×10 ¹⁰	5,6...11,25	739...830
	М	0,8...1,2	5...6×10 ¹⁰	14,0...25,0	924...1109

мущественно нижним бейнитом (Бн) с микротвердостью $HV_{0,1} = 3620...3860$ МПа и мартенситом (М) (4120...4410 МПа). Объемная доля верхнего бейнита (Б_в) с микротвердостью 3030...3210 МПа не превышает 10 %. Обнаружены также отдельные участки перлита (2570...2710 МПа) и остаточного аустенита (2700 МПа) общим объемом не более 2 %.

Для подтверждения изменений на субструктурном уровне в металле ЗТВ, которые происходят при низкотемпературном отпуске, были проведены специальные электронно-микроскопические исследования тонкой структуры образцов. Для этого были отобраны образцы, которые охлаждались беспрерывно по термическому циклу сварки, и образцы с четырехчасовой выдержкой при 100 °С. Обобщенные результаты исследований приведены в табл. 1.

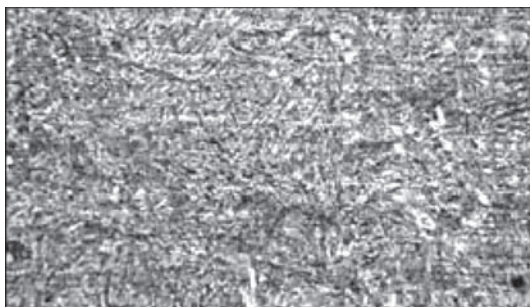


Рис. 3. Микроструктура (×500) металла ЗТВ стали 65Г

Установлено, что при отпуске металла ЗТВ в процессе его охлаждения происходят изменения на субструктурном уровне, и они состояли в следующем. Плотность дислокаций ρ в элементах структуры уменьшилась примерно в 1,5 раза (табл. 1). При этом ширина реек h структурных составляющих не изменилась. Кроме того, наряду с обычным мартенситом закалки (рис. 4, б) в металле выявлены локальные участки с мартенситом отпуска (рис. 4, з). Расчетным методом, используя параметры субструктуры, определены локальные деформации и напряжения II рода. Установлено, что в объеме реек верхнего бейнита локальные деформации и напряжения снизились в 1,4 раза, нижнего бейнита — в 1,5 раза, мартенсита — в 1,3...1,4 раза. Очевидно, данные изменения на субструктурном уровне есть главным фактором увеличения показателей пластических свойств и ударной вязкости металла ЗТВ. И эти положительные изменения должны, как следствие, способствовать повышению его сопротивляемости хрупкому разрушению.

Как отмечено в работе [7], критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} для металла ЗТВ сталей 65Г и КС2 при скорости охлаждения $w_{6/5} = 6$ °С/с и содержании водорода $[H]_{\text{диф}} = 0,5$ мл/100 г составляет соответственно 11 и 17,5 МПа√м, что в 6,5 раза и 3 раза ниже показателей для сталей в их исходном состоянии. Эти

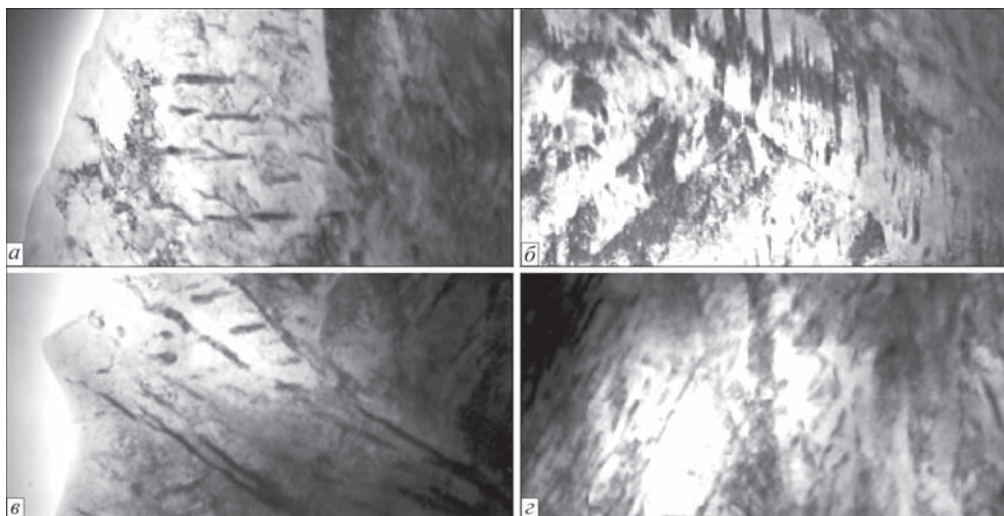


Рис. 4. Элементы тонкой структуры металла ЗТВ стали 65Г при беспрерывном охлаждении по термическому циклу сварки (а, б), и с отпуском при 100 °С в течение четырех часов (в, з) (×30000): а, в — Б_н; б, з — М

показатели сопротивляемости металла хрупкому разрушению были получены при испытаниях образцов в течение не более 0,5 ч после их наводороживания. При испытаниях аналогичных образцов после вылеживания (отдыха) в течение 72 ч при комнатной температуре показатели K_{Ic} повысились соответственно в 1,9 и 1,5 раза (рис. 5). Очевидно, это связано с процессами диффузии и частичном удалении водорода из закаленного металла.

При двухчасовом отпуске при 100 °С показатель K_{Ic} для ЗТВ стали КС2 повысился уже в 1,8 раза (от 17,5 до 32 МПа√м). Более существенное увеличение сопротивляемости хрупкому разрушению в 4 раза (от 11 до 45 МПа√м) при данных условиях охлаждения отмечается для металла ЗТВ стали 65Г. По нашему мнению, эти изменения можно объяснить влиянием двух факторов. Во-первых, удалением диффузионного водорода из металла полностью, что было подтверждено экспериментально методом «карандашной пробы» с использованием модельных образцов после их разрушения. А, во-вторых, как установлено ранее, с релаксацией напряжения II рода в структуре закаленного металла. Совместное действие этих двух процессов более наглядно проявилось при испытаниях металла ЗТВ с бейнитно-мартенситной структурой. При увеличении времени выдержки в печи при 100 °С до четырех часов сопротивляемость развитию трещин в металле ЗТВ исследуемых сталей дополнительно увеличивается еще примерно на 10 % (рис. 5).

Структуру изломов изучали на образцах металла ЗТВ стали КС2. Обобщенные результаты исследований изломов в зоне магистрального развития трещин приведены в табл. 2, на рис. 6 представлены характерные виды изломов. Установлено, что при выдержке металла ЗТВ при 100 °С в течение 2...4 ч существенно изменяется характер излома. На поверхности излома уже не наблюдается хрупкого межзеренного разрушения (ХМЗ), доля хрупкого внутризеренного разрушения (ХВЗ) увеличивается до 80...90 %, длина вторичных трещин резко уменьшается (со 120 до 30 мкм), а доля вязкой составляющей в изломе увеличивается до 10...20 %.

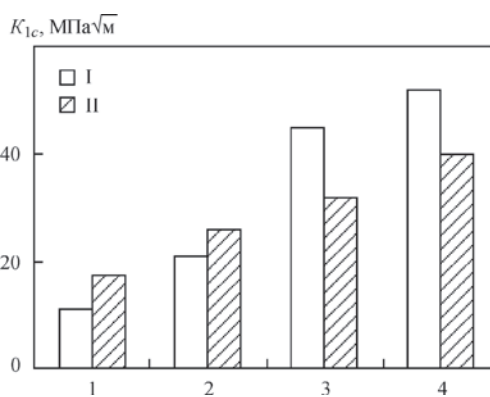


Рис. 5. Сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ сталей 65Г (I) и КС2 (II) ($[H]_{диф} = 0,5$ мл/100 г) в зависимости от условий охлаждения (1–4 — номера опытов в соответствии с табл. 2)

Проведенные исследования показали, что применяя низкий отпуск (при 100 °С) в течение 2...4 ч в процессе охлаждения железнодорожных колес после их наплавки можно существенно, до 4,5 раз, повысить сопротивляемость закаленного металла ЗТВ хрупкому разрушению, приблизив ее к показателям высокопрочной стали в исходном состоянии. Учитывая, что обод колеса в процессе беспрерывной наплавки разогревается до 260 °С, эту технологическую операцию возможно выполнить без дополнительных затрат энергии при замедленной охлаждении железнодорожных колес в термокамерах. Для поддержания температуры металла на уровне 100 °С на протяжении длительного времени необходимо использовать теплоизолирующие материалы в конструкции термокамер, которые устанавливаются отдельно на колесах, или использовать подогрев до 50 °С в общих термокамерах, куда помещаются колесные пары после наплавки. Экспериментально установлено, что при таких условиях охлаждения колес после наплавки время пребывания металла в области температур 130...90 °С увеличивается до четырех часов.

Повышение сопротивляемости металла ЗТВ высокопрочных углеродистых сталей хрупкому разрушению положительно влияет на изменение усталостной прочности сварных соединений (рис. 7). С применением отпуска при 100 °С в течение четырех часов в процессе охлаждения предел выносливости соединений повышается

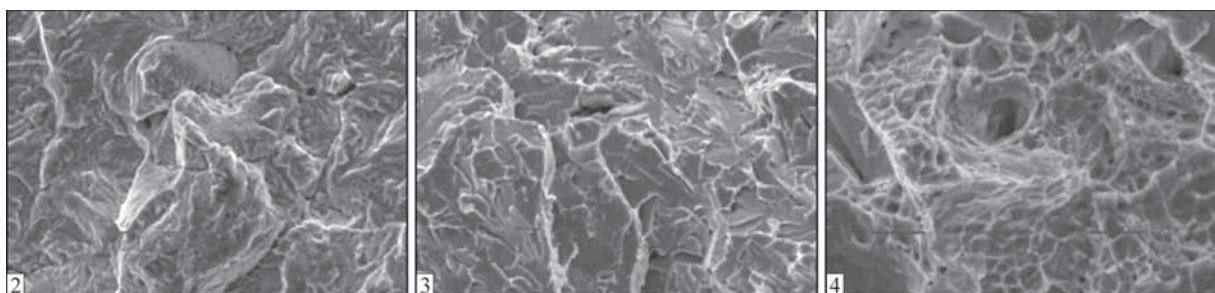


Рис. 6. Поверхность излома металла ЗТВ стали КС2 в зоне магистрального развития трещины в зависимости от условий охлаждения (2, 3 — $\times 1010$; 4 — $\times 2020$). 2–4 — номера опытов (см. табл. 2)

Таблица 2. Характер излома в зоне магистрального развития трещины (ЗТВ, сталь КС2)

Номер опыта	Условия охлаждения	K_{Ic} , МПа $\sqrt{м}$	Характеристика излома		
			$\frac{XB3, \%}{L_{BT}, мкм}$	$\frac{XM3, \%}{L_{BT}, мкм}$	Вязкий, %
1	Беспрерывное охлаждение по ТЦС	17,5	70/120	30/120	-
2	Беспрерывное охлаждение по ТЦС, отдых 72 ч	26	95/30	-	5
3	По ТЦС до 100 °С, отпуск 2 ч, далее на воздухе	32	90/30	-	10
4	По ТЦС до 100 °С, отпуск 4 ч, далее на воздухе	40	80/30	-	20

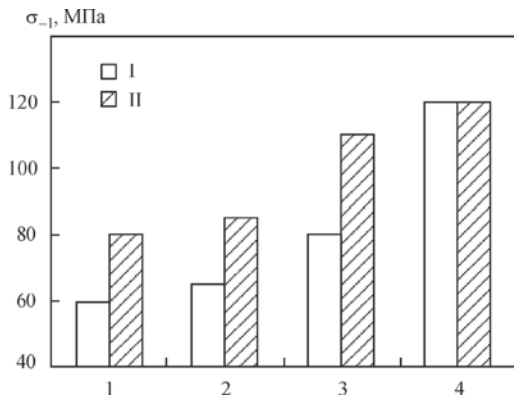


Рис. 7. Влияние условий охлаждения на усталостную прочность сварных соединений сталей 65Г (I) и КС2 (II). 1–4 — номера опытов в соответствии с табл. 2

в 1,5...2,0 раза. При этом тенденция изменения предела выносливости сварных соединений в зависимости от типа исследуемой стали отличается. По-видимому, это связано с различным структурным состоянием закаленного металла ЗТВ. Так, при отмеченных условиях сварки скорость охлаждения в ЗТВ соединений составляла $w_{6/5} = 13...15$ °С/с. При данной скорости охлаждения в металле ЗТВ стали КС2 формируется бейнитно-мартенситная структура (соотношение структурных составляющих примерно 70/30), а в стали 65Г — преимущественно мартенситная (объемная доля бейнита не более 3 %) [7]. Поэтому при двухчасовой выдержке при 100 °С, по сравнению с четырехчасовой, предел выносливости для соединений стали КС2 составляет уже 92 % от максимального значения, соответственно 110 и 120 МПа, а стали 65Г — всего 67 % (80 МПа). Из этого следует, что при формировании преимущественно мартенситной структуры металла двухчасовой выдержки при 100 °С еще недостаточно для релаксации напряжений II рода. На реализацию микропластических изменений в таком металле необходимо больше времени. Следует также отметить, что при выполнении независимых исследований в Физико-механическом институте им. Г. В. Карпенко НАН Украины (г. Львов) по оценке изменений в развитии трещин усталости в металле ЗТВ в зависимости от условий охлаждения были получены аналогичные результаты [13].

В заключение следует отметить, что проведенные исследования позволили усовершенствовать технологию наплавки с целью повышения на-

дежности восстановленных колес при эксплуатации железнодорожного транспорта. Новизна технологии, которая наряду с новыми требованиями к условиям охлаждения железнодорожных колес после наплавки, включает требования к величине температуры предварительного подогрева в зависимости от содержания углерода в колесной стали и к уровню легирования сварочных материалов, подтверждена патентом Украины [14].

Выводы

1. Установлено, что применение низкотемпературного отпуска при 100 °С в течение двух-четырёх часов в процессе охлаждения сварных соединений высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 %, способствует повышению показателей пластических свойств закаленного металла ЗТВ до 1,7 раза и ударной вязкости до 3 раз при сохранении его высокого уровня прочности. Повышение пластичности металла ЗТВ происходит вследствие положительных изменений на субструктурном уровне. При этом до 1,5 раз уменьшается плотность дислокаций в объеме реек бейнита и мартенсита, а также уровень напряжений II рода в структуре закаленного металла ЗТВ.

2. Применение при наплавке железнодорожных колес в процессе охлаждения низкого отпуска при 100 °С позволит существенно (до 4,5 раз), повысить сопротивляемость закаленного металла ЗТВ хрупкому разрушению, приблизив ее к показателям высокопрочной стали в исходном состоянии. Сопротивляемость сварных соединений усталостному разрушению при этом повышается до двух раз.

Список литературы

1. Ю. Н. Роботнова (ред.) (1972) *Новые методы оценки сопротивляемости металлов хрупкому разрушению*. Москва, Мир.
2. Макаров Э. Л. (1981) *Холодные трещины при сварке легированных сталей*. Москва, Машиностроение.
3. Касаткин О. Г., Миходуй Л. И., Касаткин С. Б. и др. (1995) Сопротивление замедленному и хрупкому разрушению металла ЗТВ высокопрочных сталей типа 14X2ГМР. *Автоматическая сварка*, 2, 7–10.
4. Скульский В. Ю. (2009) Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливаемых сталей. *Там же*, 7, С.14–20.
5. Єфіменко М. Г., Радзівілова Н. О. (2003) *Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань*. Харків, НТУ ХПП.

6. Анохов А. Е., Корольков П. М. (2006) *Сварка и термическая обработка в энергетике*. Киев, Екотехнологія.
7. Гайворонский А. А., Позняков В. Д., Маркашова Л. И и др. (2016) Спрогивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ соединений высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 %, выполненных дуговой сваркой. *Автоматическая сварка*, **9**, 3–9.
8. Бабаченко А. И., Литвиненко П. Л., Кныш А. В. и др. (2011) Совершенствование химического состава стали для железнодорожных колес, обеспечивающего повышение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания. Сб. науч. тр. ИЧМ НАН Украины. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. Днепропетровск, сс. 226–233.
9. Матвеев В. В. (2007) *Восстановление железнодорожных колес наплавкой*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.
10. Гайворонський О. А. (2016) Умови забезпечення якості відновлених наплавленнями залізничних коліс. Наука та прогрес транспорту. *Вісник ДНУЗТ ім. В. Лазаряна*, **5(65)**, 136–151.
11. Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н. и др. (2014) Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композитных материалов. *Автоматическая сварка*, **6-7**, 25–31.
12. В. И. Труфяков (ред.) (1990) *Прочность сварных соединений при переменных нагрузках*. Киев, Наукова думка.
13. Haivoronskyi O. A., Poznyakov V. D., Markashova L. I. et al. (2016) Structure and mechanical properties of the heat-affected zone of restored railway wheels. *Materials Science*, **51**, **4**, 563–569.
14. Гайворонський О. А., Позняков В. Д., Клапатюк А. В. (2014) *Спосіб відновлення виробів з високовуглецевих сталей*. Пат. 107301 Україна, МПК 2014.01, B23P 6/00.
13. Haivoronskyi, O.A., Poznyakov, V.D., Markashova, L.I. et al. (2016) Structure and mechanical properties of the heat-affected zone of restored railway wheels. *Mater. Sci.*, **51(4)**, 563-569.
14. Gajvoronsky, O.A., Poznyakov, V.D., Klapatyuk, A.V. (2014) *Method of restoration of high-carbon steel products*. Pat. 107301, Ukraine, Int. Cl. 2014.01, B23P 6/00.

References

1. (1972) *New methods for assessment of resistance of metals to brittle fracture*. Ed. by Robotnova. Moscow, Mir.
2. Makarov, E.L. (1981) *Cold cracks in welding of alloy steels*. Moscow, Mashinostroenie.
3. Kasatkin, O.G., Mikhoduj, L.I., Kasatkin, S.B. et al. (1995) Resistance to delayed and brittle fracture of HAZ metal of 14Kh2GMR type high-strength steels. *Avtomatich. Svarka*, **2**, 7-10.
4. Skulsky, V.Yu. (2009) Peculiarities of kinetics of delayed fracture of welded joints of hardening steels. *The Paton Welding J.*, **7**, 12-17.
5. Efimenko, M.G., Radzivilova, N.O. (2003) *Physical metallurgy and heat treatment of welded joints*. Kharkiv, NTU KhPI.
6. Anokhov, A.E., Korolkov, P.M. (2006) *Welding and heat treatment in power engineering*. Kyiv, Ekotekhnologiya.
7. Gajvoronsky, A.A., Poznyakov, V.D., Markashova, L.I. et al. (2016) Brittle fracture resistance of HAZ metal in arc-welded joints of high-strength steels with carbon content of 0.55-0.65 %. *The Paton Welding J.*, **9**, 2-8.
8. Babachenko, A.I., Litvinenko, P.L., Knysh, A.V. et al. (2011) Improvement of chemical composition of steel for railway wheels providing their resistance to defect formation on roll surface. In: *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*: Transact., Dnepropetrovsk, 226-233.
9. Matveev, V.V. (2007) *Restoration of railway wheels using surfacing*. Kiev, PWI.
10. Gajvoronsky, O.A. (2016) Conditions of quality assurance of restored railway wheels by surfacing. Science and progress of transport. *Visnyk DNUZT im. V. Lazaryana*, **5(65)**, 136-151.
11. Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Berdnikova, E.N. et al. (2014) Effect of structural factors on mechanical properties and crack resistance of welded joints of metals, alloys and composite materials. *The Paton Welding J.*, **6-7**, 22-28.
12. (1990) *Strength of welded joints under alternating loadings*. Ed. by V.I. Trufyakov, Kiev, Naukova Dumka.

О. А. Гайворонський, В. Д. Позняков, Л. І. Маркашова,
А. С. Шишкевич, В. А. Ящук, А. В. Клапатюк
ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

ПІДВИЩЕННЯ ОПОРУ КРИХКОМУ РУЙНУВАННЮ МЕТАЛУ ЗОНИ ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Представлені результати є продовженням комплексних досліджень і стосуються впливу низькотемпературного відпускання, яке виконується в процесі сповільненого охолодження виробів після зварювання, на механічні властивості і тріщиностійкість з'єднань високоміцної сталі з вмістом вуглецю 0,55...0,65 %. Встановлено, що відпускання при 100 °С на протязі до чотирьох годин сприяє підвищенню показників пластичних властивостей загартованого металу зони термічного впливу на 70 %, ударної в'язкості в 3 рази, тріщиностійкості в 4,5 рази, довговічності зварних з'єднань в 2 рази. Пов'язано це зі зниженням до 1,5 рази щільності дислокацій в об'ємі рейок бейніта і мартенсита, і релаксацією напружень II роду. Бібліогр. 14, табл. 2, рис. 7.

Ключові слова: високоміцна вуглецева сталь, дугове зварювання, зона термічного впливу, низьке відпускання, структура, механічні властивості, крихке руйнування, довговічність

O. A. Haivoronskyi, V. D. Poznyakov, L. I. Markashova,
A. S. Shishkevich, V. A. Yashchuk and A. V. Klapatyuk

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich str., 03680, Kiev-150, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

INCREASE OF BRITTLE FRACTURE RESISTANCE OF METAL OF HEAT-AFFECTED OF ZONE IN RAILWAY WHEEL SURFACING

Presented results are continuation of the complex investigations and refer to effect of low-temperature tempering, which is carried out in process of delayed cooling of products after welding, on mechanical properties and crack resistance of the joints of high-strength steel with 0.55-0.65 % carbon content. It is determined that tempering at 100 °C during four hours promotes rise of ductility property indices of quenched metal of heat-affected zone by 70 %, that of impact toughness 3 times, crack resistance 4.5 times, welded joint service life 2 times. It is related with 1.5 times decrease of dislocation density in a volume of bainite and martensite laths as well as relaxation of stresses of II type. 14 Ref., 2 Tables, 7 Figures.

Keywords: high-strength carbon steel, arc welding, heat-affected zone, low-temperature tempering, mechanical properties, brittle fracture, life

Поступила в редакцію 12.04.2017