

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛОВ, СПЛАВОВ, КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА, А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследованы структура и фазовый состав металла швов, а также ЗТВ сварных соединений (углеродистых, низколегированных конструкционных и хладостойких сталей; никелевых и алюминиевых сплавов и др.) при сварке плавлением и восстановительном ремонте наплавками с использованием различных сварочных материалов (электродов, флюсов, сварочных проволок и др.). На основе экспериментальной информации, полученной на различных структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) выполнены аналитические оценки роли формирующихся структурных параметров в изменение комплекса механических свойств: σ_T , K_{1C} , а также характера распределения и локализации деформации, уровня локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$, мощности и протяженности концентраторов напряжений — потенциальных источников трещинообразования, формирующихся в процессе сварки. По результатам выполненных исследований были скорректированы технологические процессы сварки, что позволило обеспечить высокий комплекс механических свойств и трещиностойкость сварных соединений. Библиогр. 12, рис. 7.

Ключевые слова: дуговая сварка, конструкционные стали, сварные соединения, структурные факторы, механические свойства, трещиностойкость

Используемые в настоящее время металлические конструкции и механизмы различного типа должны соответствовать основным требованиям по обеспечению надежности в эксплуатационных условиях. Особенно это относится к сварным соединениям этих материалов. При этом наиболее значимыми критериями, характеризующими, как правило, надежность соединений, являются высокий предел текучести, низкая температура хрупкого перехода, трещиностойкость и хорошая свариваемость используемых металлов и сплавов. Хорошо известно также, что в обеспечении необходимых свойств всех типов материалов существенную, если не основную, роль играет структура и фазовый состав этих материалов. Поэтому исследования по выявлению наиболее полного объема структурных факторов, формирующихся при различных условиях технологической обработки (зеренной, субзеренной, дислокационных структур; фазового состава и т. п.) являются первой «стартовой» задачей. А исследования взаимосвязи технология \Leftrightarrow структура \Leftrightarrow свойства, в том числе и структур, максимально обеспечивающих необходимые эксплуатационные требования, — это уже вторая задача, являющаяся ориентиром для технологов при разработке оптимальных технологических режимов.

В данной работе рассматриваются структурные факторы, определяющие свойства соединений,

выполненных сваркой плавлением [1–9], из таких материалов, как низколегированные высокопрочные, аустенитные нержавеющие стали, а также сплавы алюминия и др. Предметом изучения являются структурные факторы следующих типов: неметаллические включения (НВ); армирующие (упрочняющие) фазы; фазовый состав, зависящий от легирования (перлит, феррит, бейнит, мартенсит и т. п.), с учетом структурных параметров, таких как величина зерна и субзерна (D_3 , d_0), плотность дислокаций (ρ) и др.

Анализируя взаимосвязь технология \Leftrightarrow структура \Leftrightarrow свойства рассматриваются также следующие процессы: особенности локализации деформации, ее распределение; структурные условия формирования локальных внутренних напряжений, их изменение в термдеформационных условиях сварки и последующем внешнем нагружении; характер и механизмы релаксации локальных внутренних напряжений, а также роль структуры и фазового состава металла в процессах реализации различных механизмов релаксации этих напряжений (за счет пластических механизмов или трещинообразованием). Некоторые примеры таких экспериментальных и аналитических подходов к оценкам приведены в данной работе.

Влияние неметаллических включений (НВ) на свойства сварных швов (прочность, ударную вязкость, хладостойкость), образование слоистых

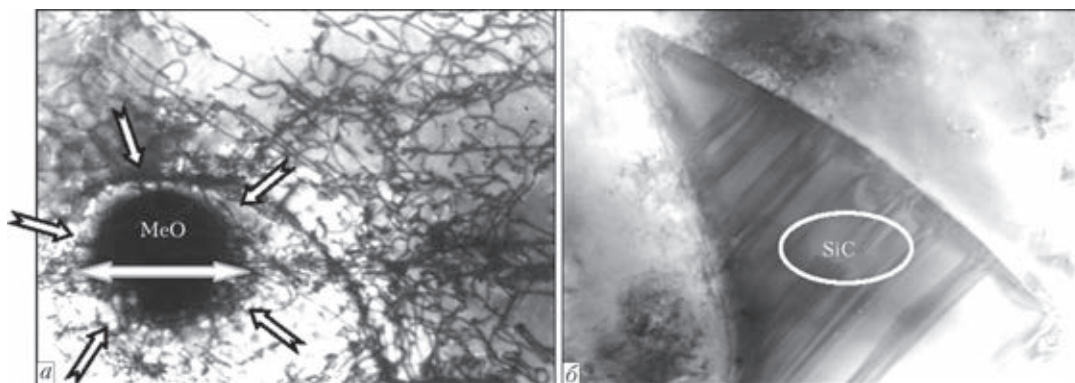


Рис. 1. Характер дислокационных конфигураций (концентраторов $\tau_{л/вн}$) в зоне распределения НВ в сварных соединениях: оксидных фаз (а, $\times 10000$) и рост локальных напряжений вдоль поверхности раздела Al-матрица/SiC и во внутренних объемах SiC-фаз (б, $\times 20000$)

трещин и др. было исследовано на сварных соединениях целого ряда сталей: соединениях углеродистых, низколегированных конструкционных и хладостойких сталей [4] при сварке под флюсом в защитных газах, с использованием различных покрытий электродов (рутилового и ильменитового типа) [5], при сварке под флюсом с цирконием [6], соединениях стабильноаустенитных швов в зависимости от типа флюсов (основных, кислых) [7]. Было показано, что в зависимости от размеров НВ, их распределения в металле шва происходит формирование определенных дислокационных конфигураций, различной их плотности, соответственно и различных по мощности полей внутренних напряжений. В случае формирования мелкодисперсных НВ, но при их плотном распределении в металле шва наблюдаются в зоне их скопления поля с высокой плотностью дислокаций, а значит образование в области скопления дисперсных НВ зон с высоким уровнем локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$). Особенно неблагоприятно распределение цепочек НВ (даже дисперсных размеров, $d_{ч} \sim 0,2 \dots 0,4$ мкм), способствующих формированию направленных дислокационных нагромождений — концентраторов $\tau_{л/вн}$, соизмеримых со значениями теоретической прочности ($\tau_{л/вн} \sim \tau_{теор}$). В то же время НВ более крупных размеров ($d_{ч} \sim 1,5 \dots 1,7$ мкм), при равномерном распределении во внутренних объемах зерен (рис. 1, а), не способствуют формированию сколько-нибудь значительных по величине локальных внутренних напряжений в металле шва, а следовательно не оказывают существенного влияния на трещиностойкость металла сварных соединений.

В результате выполненных исследований и аналитических оценок определили рациональные уровни достаточного раскисления металла шва, обеспечивающие не только общее снижение объемной доли НВ, но и более оптимальное их распределение; обоснованы выбор составов сварочных проволок [5], а также использование флюсов основного типа при оптимизации сварки углеро-

дистых, низколегированных конструкционных и нержавеющей сталей со стабильноаустенитными швами [7].

Как показали исследования на различных структурных уровнях, *армирующие и карбидные фазы* в металле сварных соединений, при их упрочняющем влиянии могут в зависимости от их размеров служить и источником разрушения металла сварных соединений. Так, в случае сварки Al-сплавов, армированных частицами карбида кремния SiC [8], максимальные прочностные характеристики сварных соединений обеспечиваются при размерах $d_{ч}$ частиц SiC порядка $0,6 \dots 0,8$ мкм. Увеличение $d_{ч}$ примерно до 2 мкм приводит к нарастанию упругих напряжений $\tau_{л/вн}$ вдоль поверхности раздела Al-матрица/SiC, что подтверждается при электронно-микроскопических исследованиях на просвет изменением контраста в этой области (рис. 1, б). Увеличение размеров армирующих фаз (сварка Al-сплавов, [8]) и карбидов (сварка Ni-сплавов, [1]) провоцирует лавинообразное возрастание дислокационной плотности во внутренних объемах фаз, вдоль поверхностей раздела и межзеренных границ, и, как следствие, возрастание внутренних напряжений и трещинообразование (рис. 2).

Влияние структуры и фазового состава металла. На примере сварки высокопрочных сталей, которые отличаются широким разнообразием фазовых составляющих в структуре соединений (феррит (Ф), верхний бейнит (Б_в), нижний бейнит (Б_н), мартенсит (М)) при экспериментальных исследованиях и последующих аналитических оценках определено влияние конкретных структурно-фазовых составляющих на общее изменение характеристик прочности, вязкости разрушения, а также трещиностойкость сварных соединений. Если дифференцированный вклад различных типов структур в изменение свойств прочности (σ_p , σ_b) и вязкости разрушения (K_{1C}) оценивался на основе известных зависимостей Холла–Петча, Орована, Краффта и др., то трещиностойкость (в зави-

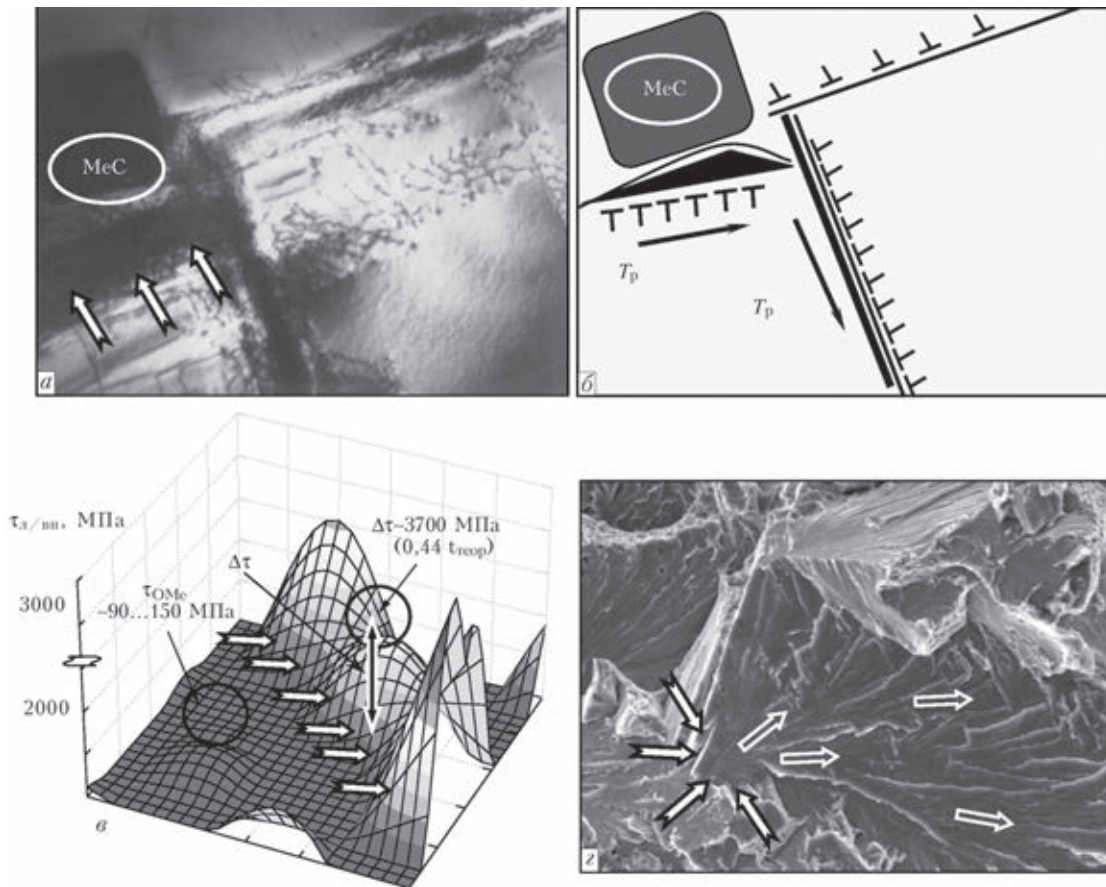


Рис. 2. Карбидные фазы (MeC) крупных размеров как концентраторы локальных внутренних напряжений на межзеренных границах: *a* — карбидные фазы на межзеренной границе ($\times 15000$); *б* — схематическое изображение зарождения трещины в этой области; *в* — рост локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ и их градиентов $\Delta\tau$ вдоль межзеренной границы; *г* — характер хрупкого транскристаллитного разрушения в направлении от концентратора напряжений ($\times 1010$)

симости от структур) оценивалась (в соответствии с зависимостями Стро, Конрада) по характеру формирования дислокаций в этих структурах непосредственно после сварки, а также по динамике дислокаций при последующих внешних нагружениях (статических, динамических, циклических и т. п.) [9–12]. В зависимости от распределения формирующихся дислокационных конфигураций (а соответственно мощности локальных внутренних напряжений) и их протяженности оценивали способность структурных составляющих металла к релаксации нарастающих локальных внутренних напряжений — либо по механизму пластической релаксации, либо хрупким разрушением.

Так, при восстановительном ремонте поверхностей железнодорожных колес после длительной эксплуатации, несмотря на различные технологические разработки, актуальным остается вопрос повышения прочности и трещиностойкости колес и соответственно снижения степени износа, что во многом зависит от технологии сварки и химического состава наплавленного металла, т. е. от сварочных проволок, обеспечивающих получение швов с ферритно-перлитной (Ф-П) и бейнитно-мартенситной (Б-М) структурами.

Исследования проводили на образцах цельнокатаных железнодорожных колес (колесная сталь 2 состава мас. %: 0,55...0,65 C; 0,5...0,9 Mn; 0,22...0,45 Si; $\leq 0,1$ V; не более 0,03 P и 0,035 S, ГОСТ 10791–89) после восстановительного ремонта. Сварку выполняли механизированным способом в CO_2 проволоками марок Св-08Г2С (Ф-П шов) и ПП-АН180МН (10Г1СХНФТ, Б-М шов). В результате исследования структуры и фазовых составляющих (Ф, П и др.), их объемной доли (V , %); размера зерен (D_3), а также изменений микротвердости (HV) различных зон металла шва, линии сплавления (Л.С), зоны термического влияния (ЗТВ), основного металла (ОМ) железнодорожного колеса после восстановительного ремонта установлено следующее. С точки зрения влияния на показатели прочности, пластичности и трещиностойкости использование проволоки ПП-АН180МН способствует наиболее оптимальной структуре, которая обеспечивается отсутствием резких градиентов по размерам структурных составляющих и микротвердости, равномерным фазовым составом (при переходе от металла шва в колесную сталь) и заметным измельчением структуры наплавленного металла (по сравнению с Ф-П швом).

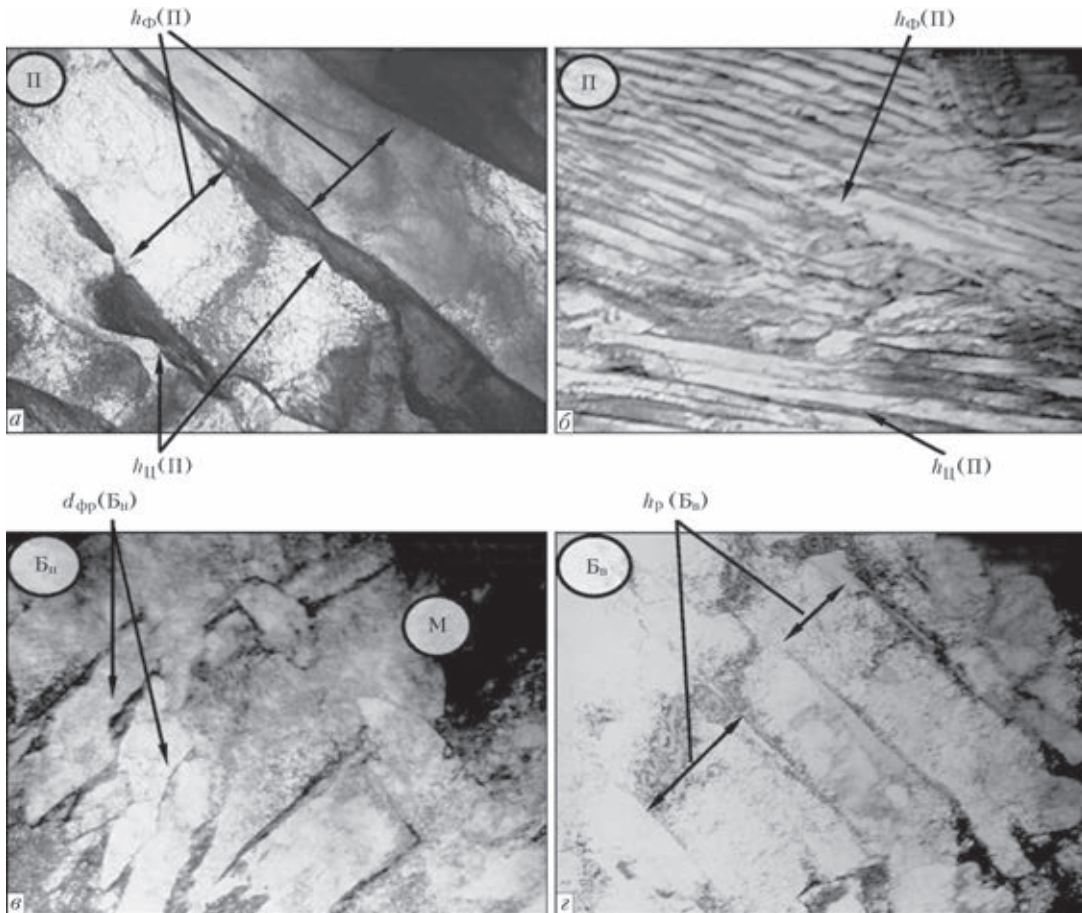


Рис. 3. Тонкая структура различных зон сварных соединений колесной стали 2 для условий сварки проволоками Св-08Г2С (а, б) и ПП-АН180МН (в, г). Металл шва (а-в) на различном расстоянии δ от линии сплавления: а, в — $\delta \sim 4000$ мкм ($\times 20000$); б — ~ 500 мкм ($\times 30000$); г — участок крупного зерна металла ЗТВ ($\times 30000$)

Детальные исследования на просвет металла шва и ЗТВ сварных соединений в зависимости от состава наплавленного металла показали особенности изменения тонкой структуры (субструктуры, плотности дислокаций и др.) (рис. 3). При использовании проволоки Св-08Г2С наиболее заметные структурные изменения происходят по мере перехода от металла шва (т. е. наплавленного металла) в ЗТВ (в колесную сталь) за счет резкого измельчения ширины реек феррита ($h_{\text{Ф}}$) и цементитных пластин ($h_{\text{Ц}}$) перлитной структуры и увеличения плотности дислокаций, что возможно будет приводить к значительному упрочнению в области зоны сплавления (со стороны шва), а также способствовать формированию локальных концентраторов внутренних напряжений, являющихся причиной трещинообразования (рис. 3, а, б).

Для металла шва (рис. 3, в) с Б-М структурой, состоящей из бейнита верхнего $B_{\text{в}}$, нижнего $B_{\text{н}}$, мартенсита М и ферритных оторочек $\Phi_{\text{от}}$ характерно формирование дисперсной фрагментированной бейнитной структуры с размерами фрагментов $B_{\text{н}}$ ($d_{\text{Фр}}$) порядка 0,15...0,5 мкм при однородном распределении плотности дислокаций ρ примерно $5 \cdot 10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Ширина реек бейнитной и мартенситной структур составляет примерно $h_{\text{Бв}}$

0,5...1,2 мкм; $h_{\text{Бн}}$ — 0,4...0,7 мкм; $h_{\text{М}}$ — 1...1,5 мкм соответственно. При переходе в колесную сталь параметры тонкой структуры металла I зоны ЗТВ практически не изменяются (рис. 3, г), наблюдается также равномерное распределение дислокационной плотности, что, по-видимому, должно способствовать оптимальному сочетанию свойств прочности, пластичности и отсутствию локальных концентраторов напряжений — источников трещинообразования.

Экспериментальная база данных, полученная в результате исследований на всех структурных уровнях (от макро- до микроуровня) позволила выполнить аналитические оценки наиболее значимых механических и эксплуатационных характеристик сварных соединений колесной стали 2 в зависимости от состава сварочных проволок. Было показано, что в сварных соединениях, выполненных проволокой Св-08Г2С (рис. 4, а) общее (суммарное) $\Sigma\sigma_{\text{T}}$ упрочнение металла шва ($\Sigma\sigma_{\text{T}} \sim 480$ МПа) обусловлено преимущественно влиянием цементитных пластин ($\Delta\sigma_{\text{д.у.}} \sim 190 \dots 230$ МПа) перлитной составляющей. При приближении к ЗТВ в локальной зоне перехода от шва к линии сплавления (на глубине $\delta \sim 500$ мкм от зоны сплавления) общий уровень $\Sigma\sigma_{\text{T}}$ резко (в 1,5 раза)

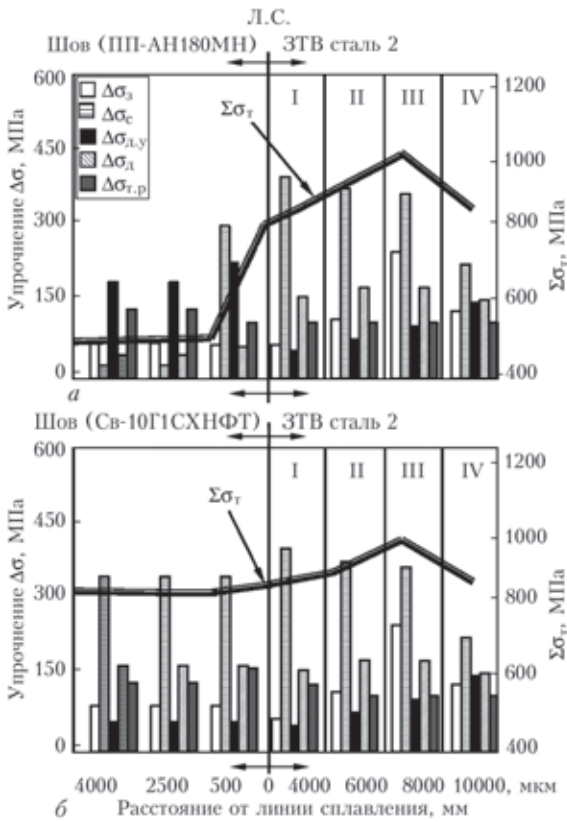


Рис. 4. Дифференцированный вклад различных структурных составляющих ($\Delta\sigma$) в общее (интегральное) значение упрочнения ($\Sigma\sigma_T$) металла сварных соединений колесной стали (сталь 2) при сварке проволокой Св-08Г2С (а) и ПП-АН-180МН (б): в металле шва и по всем участкам ЗТВ (I–IV — перегрева, нормализации, неполной перекристаллизации, рекристаллизации соответственно)

повышается ($\Sigma\sigma_T \sim$ до 800 МПа) за счет возрастания вклада субструктурного ($\Delta\sigma_C \sim$ до 300 МПа) и дислокационного ($\Delta\sigma_D \sim$ до 60 МПа) упрочнений.

В сварных соединениях, выполненных проволокой ПП-АН180МН (рис. 4, б), на участке перехода от шва к ЗТВ происходит плавное изменение общего уровня упрочнения: $\Sigma\sigma_T \sim$ от 827...855 МПа (в металле шва) до \sim 857 МПа (I участок ЗТВ). Наибольший вклад в интегральное упрочнение вносят субструктура ($\Delta\sigma_C \sim$ 345 МПа), частицы карбидных фаз ($\Delta\sigma_{Ч} \sim$ 75 МПа) и повышение общей плотности дислокаций ($\Delta\sigma_D \sim$ \sim 140...200 МПа) за счет бейнитной (B_n) и мартенситной составляющих. Таким образом, сопоставлением упрочняющего влияния всех формирующихся структур в исследованных Ф-П и Б-М швах установлен факт наиболее значимых по уровню влияния структурных факторов, которыми в данном случае являются структуры нижнего бейнита.

Результаты расчетных оценок вязкости разрушения (K_{1C}) сварных соединений колесной стали 2 для Ф-П и Б-М швов, а также анализ сочетания K_{1C} и σ_T показали следующее. Установлено, что при сварке с использованием ПП-АН180МН

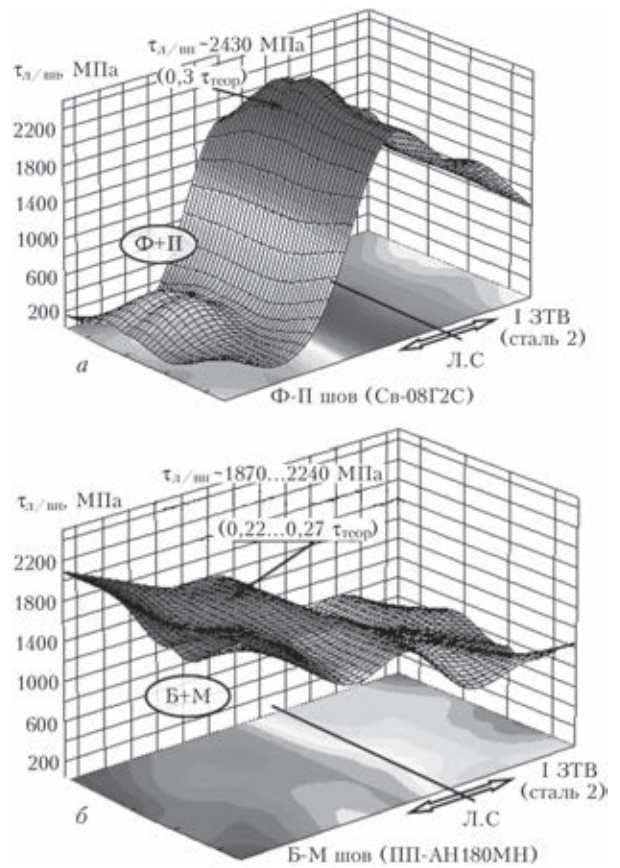


Рис. 5. Уровень локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$), формирующихся в различных зонах сварных соединений колесной стали, в зависимости от состава наплавленного металла: а — Св-08Г2С; б — ПП-АН180МН

(Б-М шов), значение K_{1C} несколько выше (в среднем на 20 %), что обусловлено измельчением величины зерна, формированием субструктуры и равномерным распределением дислокаций. При этом также наблюдается высокий уровень прочности, что свидетельствует о хорошем сочетании прочностных и пластических характеристик сварного соединения. Низкий показатель K_{1C} характерен для Ф-П шва, что связано с формированием крупнозернистой перлитной составляющей, градиентной по размерам зеренной структуры.

Расчетные оценки локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$) при сопоставлении этих значений с теоретической прочностью материала, приведенные на диаграммах рис. 5, показывают следующее. Более низкий общий уровень распределенных в шве локальных внутренних напряжений формируется в сварных соединениях, выполненных проволокой Св-08Г2С (рис. 5, а). Величина $\tau_{л/вн}$ соответствует примерно значению 200...400 МПа, что составляет около $0,04\tau_{теор}$. При приближении к ЗТВ (на глубине $\delta \sim$ 500 мкм от линии сплавления) и переходе в колесную сталь (I зона ЗТВ) резкое (на порядок) повышение плотности дислокаций ρ от \sim $4...6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ до \sim $5...8 \cdot 10^{10} \text{ м}^{-2}$ приводит к формированию градиен-

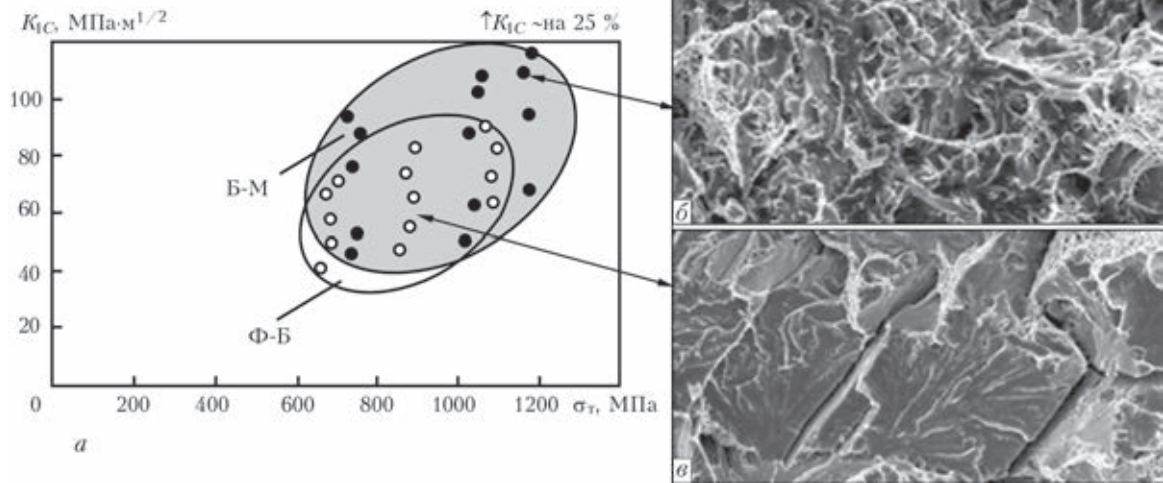


Рис. 6. Сопоставление показателей текучести (σ_T) и вязкости разрушения (K_{IC}) сварных соединений стали 17Х2М (а) и характер разрушения таких соединений в зависимости от типа сварочной проволоки ($\times 600$): б — Ф-Б шов; в — Б-М шов

тов ($\Delta\tau_{л/вн} \sim 2000$ МПа) внутренних напряжений (относительно металла шва). Максимальные значения $\tau_{вн}$, структурно инициируемые локальными дислокационными скоплениями, обусловли-

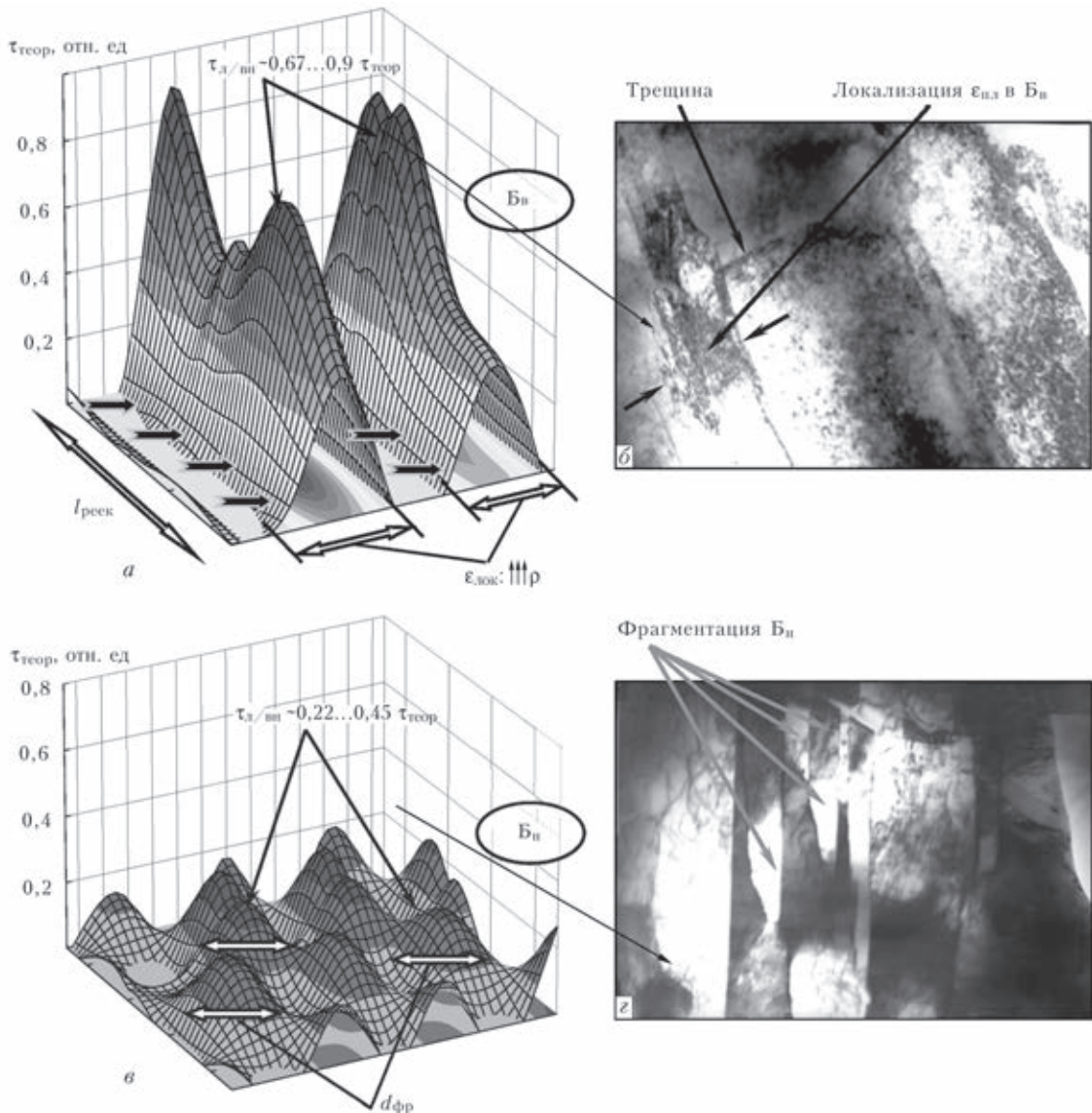


Рис. 7. Расчетные значения локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в сопоставлении с теоретической прочностью и соответствующая структура верхнего (а, б) и нижнего бейнита (в, г), $\times 30000$

вают напряжения $\tau_{л/вн}$ порядка 2240...2430 МПа, что составляет 0,3...0,4 теоретической прочности ($\tau_{теор}$).

В случае использования ПП-АН180МН (рис. 5, б) в металле шва наблюдаются более высокие значения $\tau_{л/вн}$ порядка 1870...2240 МПа, что составляет около 0,25 $\tau_{теор}$. Показано, что в Б-М шве распределение локальных внутренних напряжений имеет безградиентный характер и равномерно снижается (до 900...1100 МПа) при переходе в металл ЗТВ колесной стали. Таким образом, Б-М структура, формирующаяся как со стороны металла шва, так и со стороны колесной стали (I зона ЗТВ) характеризуется наиболее равномерным распределением локальных внутренних напряжений, отсутствием их градиентов и не представляет опасности трещинообразования.

Таким образом, исследованиями структурных параметров металла сварных соединений, формирующихся при восстановительном ремонте железнодорожных колес после эксплуатации с использованием проволок различного химического состава (Св-08Г2С и ПП-АН180МН), а также аналитической оценкой (на базе структурных исследований) изменений механических свойств, показано, что наиболее оптимальным по эксплуатационным характеристикам (прочности, пластичности, трещиностойкости) является использование ПП-АН180МН при формировании структуры Б-М типа.

Аналитический подход к оценке взаимосвязи механических свойств и трещиностойкости был применен и при исследовании сварных соединений высокопрочной стали 17Х2М с использованием различных типов проволок: Св-08Г2С (Ф-Б шов) и Св-10ХН2ГСМФТЮ (Б-М шов) (рис. 6).

Результаты выполненных оценок величин $\tau_{л/вн}$, а также соотношение этих значений с теоретической прочностью материала, приведенные на диаграммах рис. 7 для различных вариантов химического состава металла шва (Ф-Б и М-Б типа) показывают следующее. Наиболее высокие значения $\tau_{л/вн}$ в структуре верхнего бейнита для соответствующих зон сварного соединения, характерны для случая сварного соединения с Ф-Б швом (рис. 7, а, б). А наиболее низкие значения, причем при сравнительно равномерном их распределении по металлу соответствующей зоны сварки, наблюдаются в случае сварного соединения с М+Б швом, чему, по-видимому, способствует (как это и

подтверждается структурными исследованиями) формирование мелкозернистых М и Б_н-структур (рис. 7, в, з). Как видно, характер структур, формирующихся при использовании различных по химическому составу типов сварочных проволок, существенным образом влияет как на распределение, так и на уровень локальных внутренних напряжений металла сварных соединений.

1. Тонкая структура ЗТВ сварных соединений жаропрочного никелевого сплава типа хастеллой / К. А. Ющенко, М. В. Бельчук, Л. И. Маркашова, В. Н. Липодаев // Автомат. сварка. – 1989. – № 2. – С. 19–22.
2. Савченко В. С., Маркашова Л. И., Ющенко К. А. Влияние состава и тонкой структуры швов на процессы термопластической деформации и образование подваликовых трещин при сварке аустенитных сталей // Там же. – 1994. – № 4. – С. 6–10.
3. К вопросу о структурной и химической неоднородности металла однослойных швов / И. К. Походня, А. Д. Васильев, Л. Н. Орлов, Г. А. Шевченко // Там же. – 1981. – № 12. – С. 1–6.
4. О металлургической роли двуокиси циркония в сварочных флюсах / А. В. Залевский, Г. И. Парфессо, Л. И. Маркашова, С. А. Ус // Там же. – 1982. – № 4. – С. 54–56.
5. Влияние степени окисленности на особенности структуры и механические свойства металла шва, выполненного электродами с рутиловым и ильменитовым покрытиями / И. К. Походня, Г. Е. Коляда, И. Р. Явдошин и др. // Там же. – 1982. – № 2. – С. 10–14.
6. Маркашова Л. И., Залевский А. В. О механизме влияния субмикроскопических оксидных включений // Свариваемость и технология сварки конструкционных сталей и чугунов. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1985. – С. 112–114.
7. Причины снижения низкотемпературной ударной вязкости стабильноаустенитных швов / А. М. Солоха, Л. И. Маркашова, К. А. Ющенко, Е. В. Ходаковская // Автомат. сварка. – 1984. – № 8. – С. 24–26.
8. Исследование структуры дисперсноупрочненного композиционного материала (Al-4 % С) / Л. И. Маркашова, В. Р. Рябов, В. В. Стаценко, А. Н. Муравейник // Там же. – 1995. – № 6. – С. 21–26.
9. Структурный подход к оценке механических свойств в ЗТВ соединений сталей и сплавов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк и др. // Сб. тр. Междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». – 13–17 сент. 2004 г. – Казивели, Крым. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2004. – С. 174–179.
10. Структурные факторы, определяющие свойства прочности, пластичности и разрушение сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Там же. – 2008. – С. 87–94.
11. Структурный критерий оценки прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // 36. пр. IV Міжнар. конф. «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій». – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАНУ, 2009. – С. 447–451.
12. Оценка прочности и трещиностойкости металла железнодорожных колес после длительной эксплуатации / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, А. А. Гайворонский и др. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2011. – № 6. – С. 73–79.

Поступила в редакцию 28.03.2014