

## 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:  $\sigma_T$ ,  $K_{1C}$ , 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 ( $\rho$ ) 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 термомеханических 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*

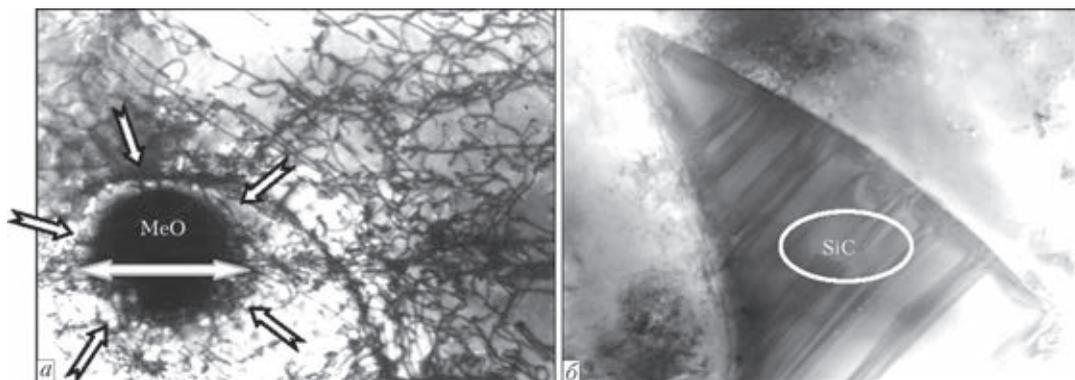


Рис. 1. Характер дислокационных конфигураций (концентраторов  $\tau_{л/вн}$ ) в зоне распределения НВ в сварных соединениях: оксидных фаз (а,  $\times 10000$ ) и рост локальных напряжений вдоль поверхности раздела Al-матрица/SiC и во внутренних объемах SiC-фаз (б,  $\times 20000$ )

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...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<sub>в</sub>), нижний бейнит (Б<sub>н</sub>), 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 ( $\sigma_p$ ,  $\sigma_b$ ) и вязкости разрушения ( $K_{1C}$ ) оценивался на основе известных зависимостей Холла–Петча, Орована, Краффта и др., то трещиностойкость (в зави-

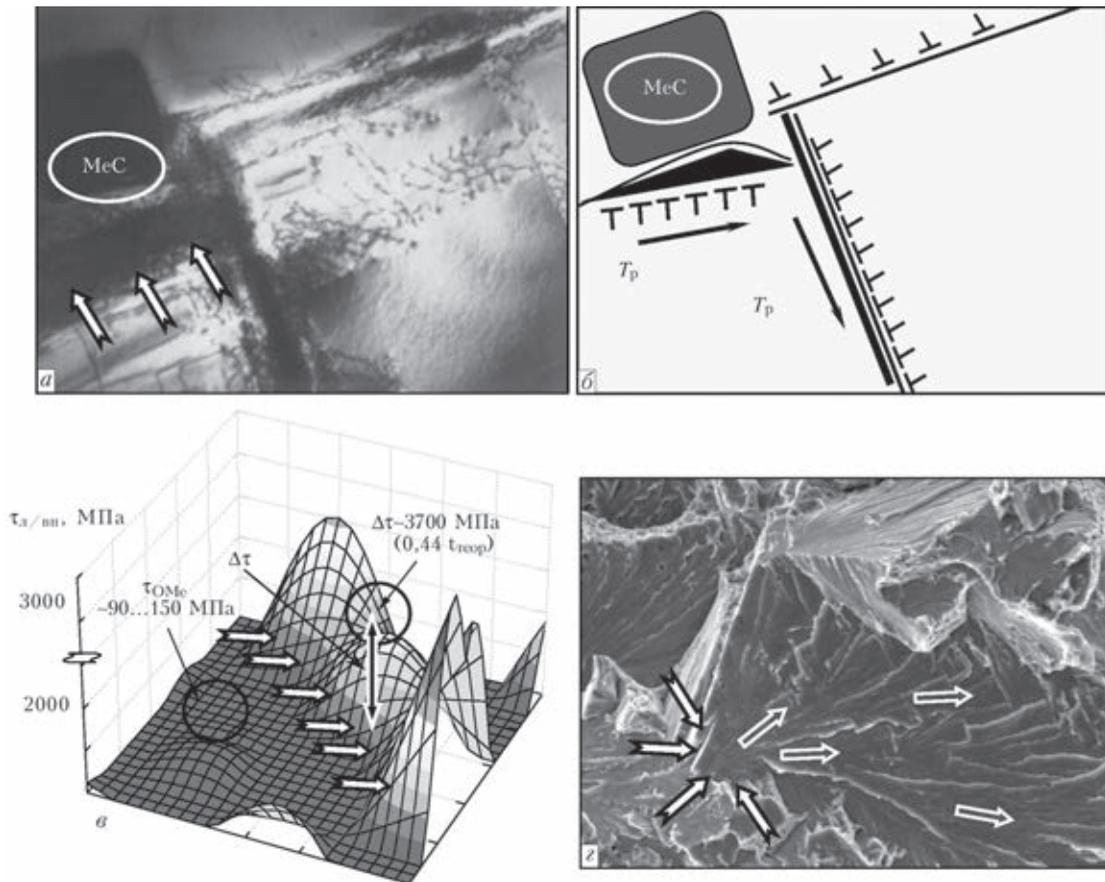


Рис. 2. Карбидные фазы (MeC) крупных размеров как концентраторы локальных внутренних напряжений на межзеренных границах: *а* — карбидные фазы на межзеренной границе ( $\times 15000$ ); *б* — схематическое изображение зарождения трещины в этой области; *в* — рост локальных внутренних напряжений  $\tau_{л/вн}$  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  $\text{CO}_2$  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).

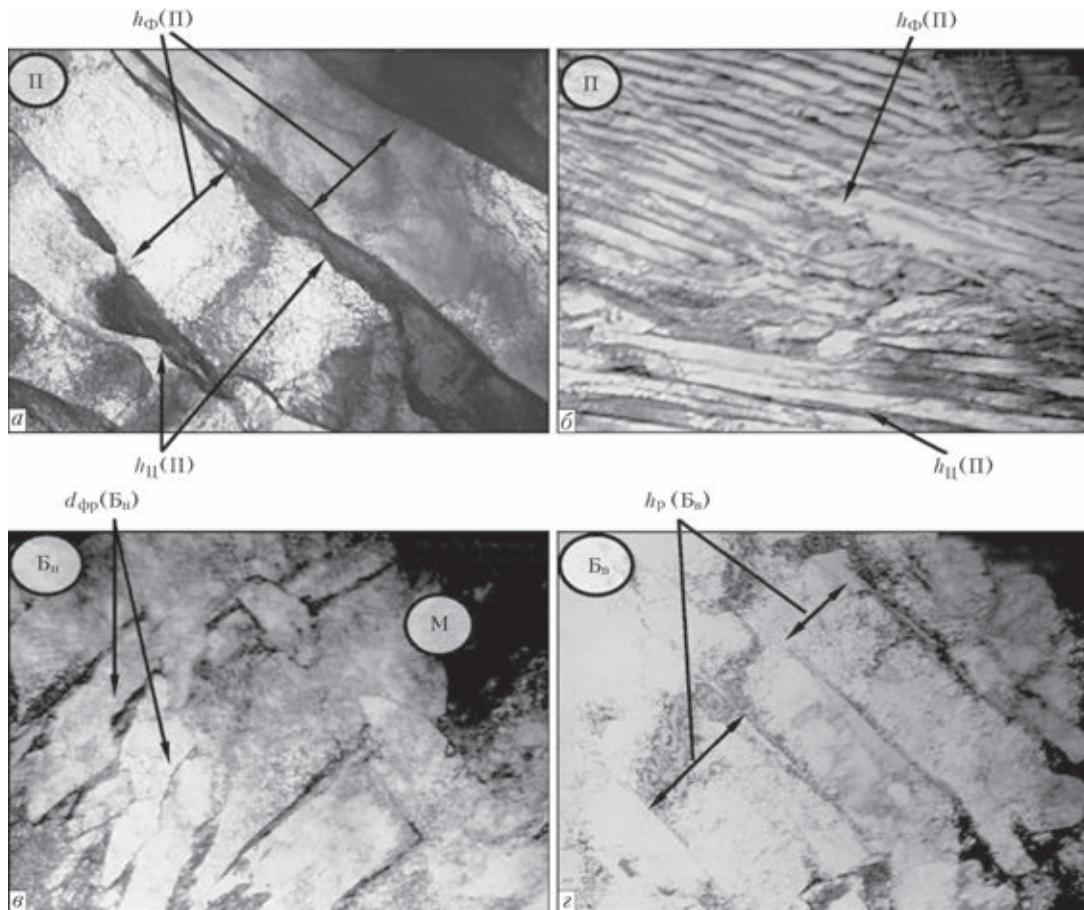


Рис. 3. Тонкая структура различных зон сварных соединений колесной стали 2 для условий сварки проволоками Св-08Г2С (а, б) и ПП-АН180МН (в, г). Металл шва (а–в) на различном расстоянии  $\delta$  от линии сплавления: а, в —  $\delta \sim 4000$  мкм ( $\times 20000$ ); б —  $\sim 500$  мкм ( $\times 30000$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

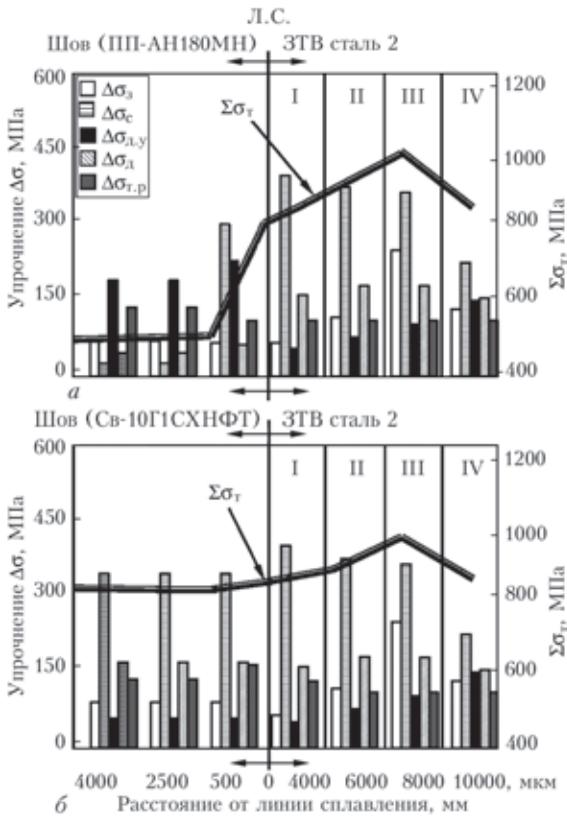


Рис. 4. Дифференцированный вклад различных структурных составляющих ( $\Delta\sigma$ ) в общее (интегральное) значение упрочнения ( $\Sigma\sigma_t$ ) металла сварных соединений колесной стали (сталь 2) при сварке проволокой Св-08Г2С (а) и ПП-АН180МН (б): в металле шва и по всем участкам ЗТВ (I–IV — 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  $\sigma_t$  показали следующее. Установлено, что при сварке с использованием ПП-АН180МН

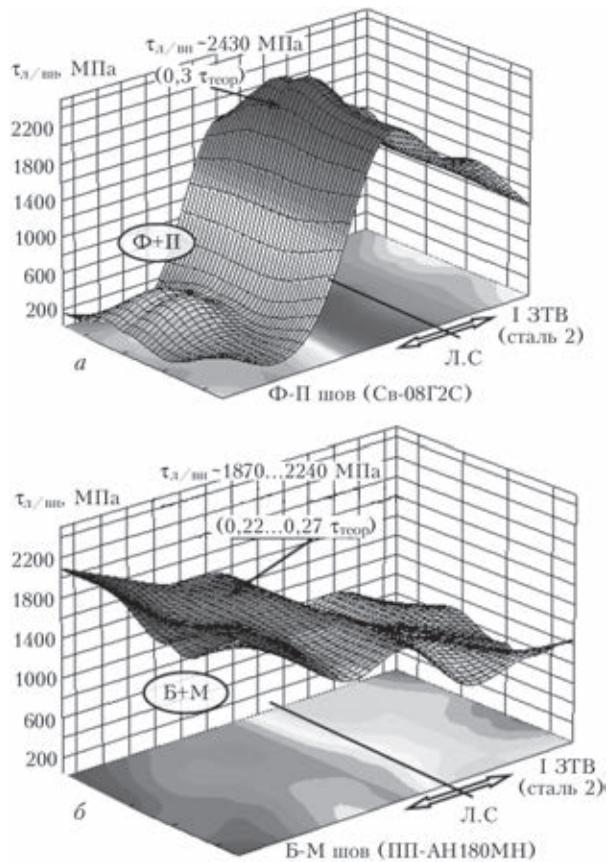


Рис. 5. Уровень локальных внутренних напряжений ( $\tau_{л/вн}$ ), формирующихся в различных зонах сварных соединений колесной стали, в зависимости от состава наплавленного металла: а — Св-08Г2С; б — ПП-АН180МН

(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  $\rho$  от  $\sim$   $4...6 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup> до  $\sim$   $5...8 \cdot 10^{10}$  м<sup>-2</sup> приводит к формированию градиен-

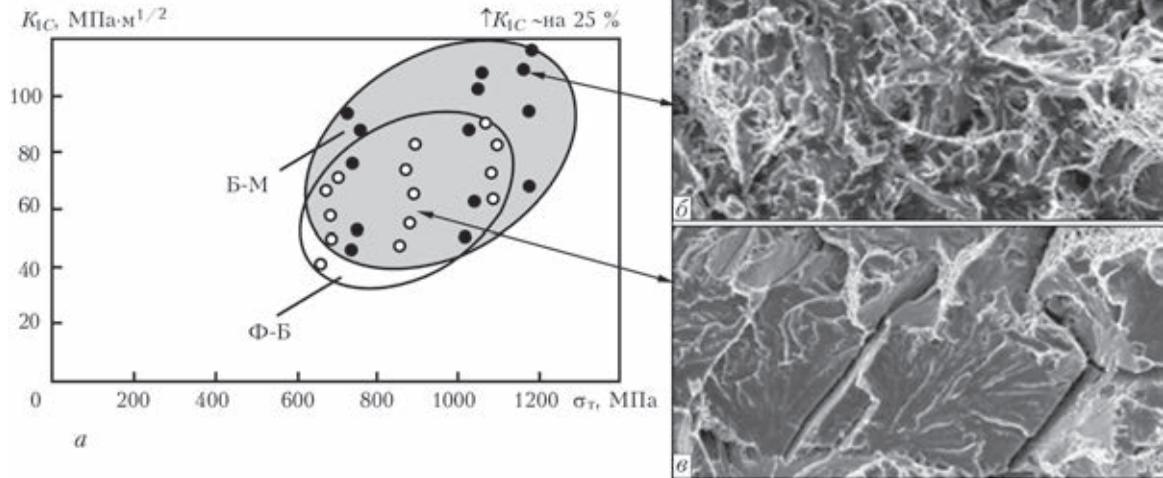


Рис. 6. Сопоставление показателей текучести ( $\sigma_T$ ) и вязкости разрушения ( $K_{IC}$ ) сварных соединений стали 17Х2М (а) и характер разрушения таких соединений в зависимости от типа сварочной проволоки ( $\times 600$ ): б — Ф-Б шов; в — Б-М шов

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

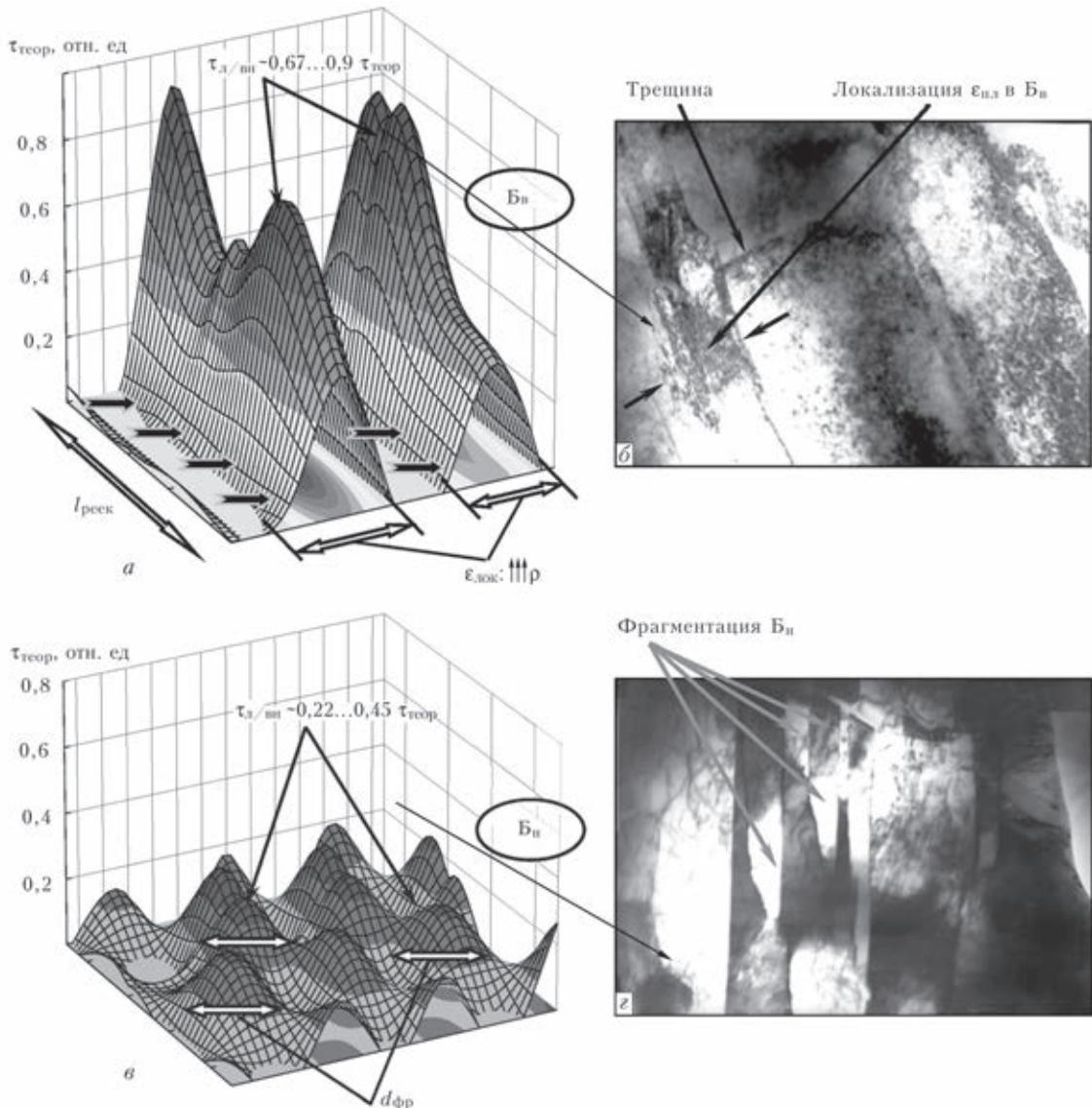


Рис. 7. Расчетные значения локальных внутренних напряжений  $\tau_{л/вн}$  в сопоставлении с теоретической прочностью и соответствующая структура верхнего (а, б) и нижнего бейнита (б, з),  $\times 30000$

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<sub>н</sub>-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