

СТРУКТУРА И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ, АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО,
О. С. КУШНАРЕВА, Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ

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

В работе использован структурно-аналитический подход к оценке влияния структурно-фазовых состояний на изменение наиболее значимых механических свойств исследуемых материалов. Показана роль структурных факторов (типа легирования, фазового состава, величины зеренной, субзеренной структуры, распределения и плотности дислокаций, фазовых выделений, их размеров и характера распределения) в обеспечении оптимальных свойств сварных соединений и их эксплуатационной надежности. Экспериментально-аналитическими оценками установлены структурно-фазовые параметры и факторы, обеспечивающие необходимый комплекс свойств сварных соединений. Библиогр. 20, табл. 2, рис. 12.

Ключевые слова: гибридная лазерно-дуговая сварка, аргонодуговая сварка, сварка трением с перемешиванием, электронно-лучевая сварка, высокопрочная сталь, алюминиевый сплав, жаропрочный титановый сплав, сварные соединения, структура, фазовый состав, механические свойства, вязкость разрушения, трещиностойкость

Для сварных соединений сложнолегированных алюминиевых и титановых сплавов, высокопрочных и жаропрочных сталей, выполненных различными способами сварки (плавлением, давлением) и широко используемых в авиационной и аэрокосмической технике, в машиностроении при изготовлении конструкций ответственного назначения, необходимо обеспечение требуемых механических свойств соединений. Последние определяются структурно-фазовым состоянием металла в зоне сварки [1–5]. При этом выбирают такие режимы сварки, которые позволили бы обеспечить не только высокую производительность процесса, а и необходимый комплекс эксплуатационных свойств сварных соединений — показателей прочности, пластичности и трещиностойкости.

В этом плане особенно актуален вопрос влияния структуры на свойства сварных соединений таких материалов, как высокопрочные стали, сложнолегированные алюминиевые, а также титановые сплавы, для которых в ходе технологических процессов сварки характерно резкое изменение фазового состава, параметров структуры, фазовых выделений (ФВ) и др. При этом общее понимание проблемы есть, однако нет ясности какие структурно-фазовые факторы и параметры формирующихся структур влияют на улучшение механических свойств и трещиностойкость сварных соединений, что и ставит конкретные задачи при исследовании этих проблем.

Для решения этих задач необходимо, во-первых, изучение структурного состояния металла сварных соединений на всех структурных уровнях,

включающих оптическую металлографию, растровую и просвечивающую электронную микроскопию. Что касается структурно-фазовых состояний, то такой комплекс должен включать наиболее значимые для эксплуатационных свойств структурные показатели: фазовый состав; содержание легирующих элементов; размеры зеренной и субзеренной структуры, формирующихся фазовых образований (их состав, размеры и распределение) и, что особенно важно, характер распределения плотности дислокаций. Комплексный анализ структурно-фазового состояния позволит выполнить аналитическую оценку конкретного вклада всех структурно-фазовых параметров в основные эксплуатационные свойства сварных соединений — прочность, пластичность и трещиностойкость.

Поэтому целью настоящей работы в плане взаимосвязи режимы сварки → структура → свойства соединений и является исследование роли структуры и фазового состава сварных соединений конкретных материалов (высокопрочные стали, сложнолегированные алюминиевые и титановые сплавы), выполненных различными способами сварки (гибридная лазерно-дуговая сварка, аргонодуговая сварка, сварка трением с перемешиванием, электронно-лучевая сварка) на изменение эксплуатационных свойств — прочности, вязкости и трещиностойкости сварных соединений.

Материалы и методики исследований.

Работу выполняли на образцах высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ (0,183 % С; 1,19 % Cr; 0,98 % Mn; 2,07 % Ni; 0,22 % Mo; 0,08 % V;

0,33 % Si; не более 0,018 % P и 0,005 % S) толщиной до 10 мм с использованием сварочной проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ ($\leq 0,1$ % С; 0,7 % Cr; 0,4 % Mn; 0,22 % Mo; 0,15 % V; 0,24 % Si; не более 0,007 % S) на следующих режимах лазерно-дуговой сварки: 1-й режим — $v_{св} = 72$ м/ч, $I \sim 125$ А, $U_{д} \sim 23$ В; 2-й режим — $v_{св} = 90$ м/ч, $I \sim 150$ А, $U_{д} \sim 25$ В; 3-й режим — $v_{св} = 110$ м/ч, $I \sim 200$ А, $U_{д} \sim 26$ В. Указанные режимы позволяют обеспечить охлаждение металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С со скоростью $w_{6/5} \approx 58...62$ °С/с. В качестве источника лазерного излучения использовали Nd:YAG-лазер DY 044 (Rofin Synar, Германия) мощностью излучения до 4,4 кВт и защитный газ (смесь Ar + CO₂ с расходом 15...20 л/мин) [6].

Сварные соединения сложнолегированных Al–Li сплавов 1460 (мас. %): 0,1 Si; 0,15 Fe; 3,0 Cu; 0,1 Mn; 0,1 Mg; 0,05Cr; 0,25 Zn; 0,04 Ti; 0,1 Zr; 2,3 Li; 0,09 Sc; 0,008...0,1 Вe получали аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) на установке MW-450 (Fronius, Австрия) в условиях: скорость 20 м/ч и ток 140 А при использовании присадок Св1201 и Св1201+0,5 % Sc. Параллельно исследовали структурно-фазовые состояния сварных соединений, выполненных и сваркой трением с перемешиванием (СТП) без присадки, полученных на сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. В последнем случае для получения стыковых соединений использован специальный инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм, скорость вращения инструмента при этом составляла 1420 об/мин, а линейная скорость его перемещения вдоль стыка 14 м/ч [7].

С целью оценки взаимосвязи химической состав→структура→свойства исследовали сварные соединения двух опытных жаропрочных многокомпонентных титановых сплавов, выполненных электронно-лучевой сваркой (ЭЛС), в зависимости от легирования кремнием. Оба сплава содержат в своем составе в качестве легирующего элемента кремний и относятся к псевдо α- (сплав 1) и α + β (сплав 2) титановым сплавам (табл. 1) [8].

Структурно-фазовые характеристики – размеры зеренной, субзеренной структуры, распределение фазовых выделений, особенности зон хрупкого и вязкого разрушения, характер распределения плотности дислокаций в металле шва и различных участках ЗТВ сварных соединений изучали на всех структурных уровнях с использованием ком-

плекса экспериментальных методов современного физического металловедения, включая оптическую металлографию (микроскопы «Versamet-2» и «Neophot-32»), аналитическую растровую микроскопию (СЭМ-515, фирмы Philips) и просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200СХ, фирмы JEOL). Твердость исследуемого металла измеряли на микротвердомере М-400 фирмы Лесо.

Аналитические оценки эксплуатационных свойств сварных соединений. Комплексные исследования, выполненные на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) позволили оценить дифференцированный вклад различных структурно-фазовых составляющих и их параметров (размеров зерен D_z , субзерен d_c , размеров $d_{фв}$ и распределения частиц ФВ, плотности дислокаций ρ , межчастичных расстояний λ_c , объемной доли формирующихся структур) в изменение механических свойств σ_r , вязкости разрушения K_{1c} , а также локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$) — зон зарождения и распространения трещин) в различных участках сварных соединений при используемых технологических режимах сварки [6–16].

Механические свойства. Интегральные значения упрочнения ($\Sigma\sigma_r$) оценивали (согласно уравнению, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [11–15]) как суммарную величину, состоящую из ряда составляющих: $\Sigma\sigma_r = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{тр.} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у.}$, где $\Delta\sigma_0$ — сопротивление типа решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta\sigma_{тр.}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами, согласно теории Мотта–Набарро; $\Delta\sigma_3$ и $\Delta\sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна в соответствии с зависимостью Холла–Петча; $\Delta\sigma_d$ — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием, по теории Дж. Тейлора, А. Зегера, Н. Мотта и Г. Хирша, а также $\Delta\sigma_{д.у.}$ — дисперсионное упрочнение за счет дисперсных фаз по Оровану.

Вязкость разрушения. Расчетные значения показателей вязкости разрушения K_{1c} , оцениваемые по зависимости [17]: $K_{1c} = (2E\sigma_r\delta_k)^{1/2}$, где E — модуль Юнга; σ_r — расчетная величина упрочнения; δ_k — значение критического раскрытия трещины (согласно данным параметров субструктуры).

Трещиностойкость (локальные внутренние напряжения). Из анализа различных подходов к механизмам зарождения трещин и разрушения материалов была выбрана оценка на базе дислокационной теории кристаллических твердых тел с учетом анализа характера дислокацион-

Таблица 1. Химический состав опытных жаропрочных титановых сплавов, мас. %

Сплав	Al	Sn	Zr	Mo	V	Nb	Si
1	5,2	3,3	4,2	0,1	0,6	0,8	0,6
2	4,3	4,4	6,0	1,6	0,7	4,3	0,4

ной структуры и ее распределения (дислокационные скопления либо равномерное распределение дислокаций), что позволяет сделать обстоятельные оценки уровня локальных внутренних напряжений в зависимости от зон нагромождения дислокаций – вдоль суб- или межзеренных границ, в зонах ФВ и их скоплений и т. п., которые способствуют формированию концентраторов локальных внутренних напряжений — зон зарождения и распространения трещин. Поле внутренних напряжений, создаваемое дислокационной структурой (плотностью дислокаций) описывается выражением $[18-20] \tau_{вн} = Gbh\rho/[\pi(1-\nu)]$, где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргера; h — толщина фольги; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций.

Результаты эксперимента. Исследовали сварные соединения высокопрочных сталей, выполненных гибридной лазерно-дуговой и дуговой сваркой) [6]. Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях установлены изменения различных фазовых составляющих (бейнита верхнего B_v и нижнего B_n , мартенсита M), их объемной доли v_d , %, микротвердости (HV), а также различных структурных параметров (величины зеренной, субзеренной структуры D_z, d_c), характера распределения и плотности дислокаций (ρ), а также особенностей зоны разрушения сварных соединений (вязкое, хрупкое и др.) в зависимости от используемых скоростей лазерно-дуговой сварки ($v_{св} = 72; 90; 110$ м/ч).

Показано, что при $v_{св} = 72$ м/ч в металле шва и ЗТВ сварных соединений формируется структура преимущественно B_n , при переходе от шва к металлу ЗТВ зеренная структура существенно измельчается (в 2...4 раза) при равномерном снижении (на 12 %) микротвердости, табл. 2. При увеличении скорости сварки ($v_{св}$) от 72 до 90 м/ч изменяется фазовый состав металла швов и ЗТВ сварных соединений от бейнитно-мартенситного (Б-М) до мартенситного (М) типа, а также соотношение структурных составляющих в металле ЗТВ сварных соединений: уменьшается в 2...3 раза

объемная доля B_n при повышении в 3 раза доли M , что в итоге обеспечивает максимальные показатели прочности, однако приводит к существенному снижению пластичности ψ в шве. В случае увеличения скорости сварки до $v_{св} = 110$ м/ч, несмотря на тот факт, что фазовый состав металла швов и участка перегрева ЗТВ аналогичный, как и при режимах $v_{св} = 72$ м/ч, т. е. бейнитно-мартенситный, однако при максимальной $v_{св}$ заметно уменьшается объемная доля B_n до 10...20 % и преимущественно формируются структуры B_v (60...70 %). Такие структурные изменения могут приводить к неравномерному уровню механических свойств по зоне сварки и снижению трещиностойкости сварных соединений.

Детальными электронно-микроскопическими исследованиями структуры на просвет сварных соединений, полученных при $v_{св} = 72$ и 110 м/ч, установлено следующее.

В металле шва при $v_{св} = 72$ м/ч в зернах B_n наблюдается формирование внутренней субструктуры с равномерным распределением объемной плотности дислокаций (ρ) до $(4...6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а в структурах отпущенного M дислокационная плотность составляет $8 \cdot 10^{10}...10^{11} \text{ см}^{-2}$. Для металла ЗТВ соединений характерна фрагментация зерен B_n , т. е. наблюдается измельчение на 10...20 % реечной структуры B_n и M , что сопровождается некоторым повышением дислокационной плотности (рис. 1, а).

Для тонкой структуры металла сварного соединения в случае $v_{св} = 110$ м/ч характерно следующее: увеличивается интегральное значение дислокационной плотности в металле шва и ЗТВ, формируется преимущественно структура бейнита верхнего B_v при максимальном повышении плотности дислокаций ρ до $1,5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1, б).

Таким образом, показано, что наиболее равномерное распределение дислокационной плотности при формировании структуры бейнита нижнего B_n обеспечивается при режиме гибридной лазерно-дуговой сварки со скоростью $v_{св} = 72$ м/ч.

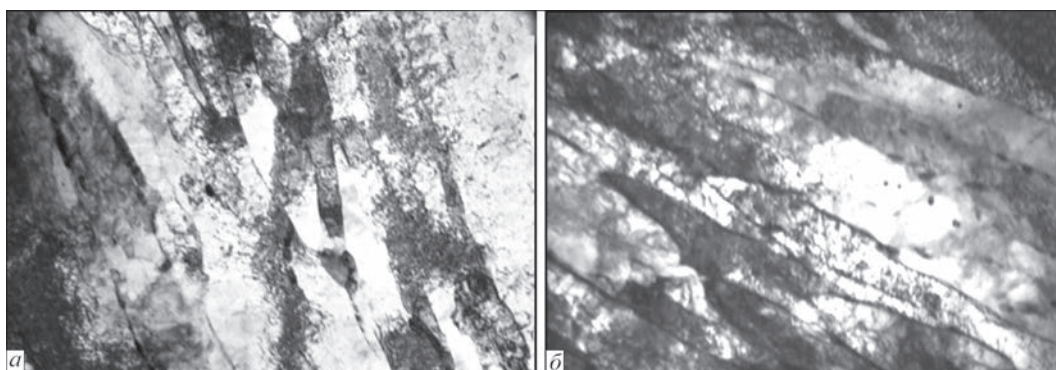


Рис. 1. Тонкая структура металла ЗТВ: а — бейнита нижнего при $v_{св} = 72$ м/ч ($\times 20000$); б — бейнита верхнего ($\times 3000$) при $v_{св} = 110$ м/ч

Т а б л и ц а 2. Изменение объемной доли (v_d , %) фазовых составляющих (B_n , B_B , M), величины зерна (D_z) и интегральной микротвердости (HV) в сварных соединениях при различных скоростях сварки

Показатели/ Участок	$v_{св} = 72$ м/ч		$v_{св} = 90$ м/ч		$v_{св} = 110$ м/ч	
	Шов	ЗТВ	Шов	ЗТВ	Шов	ЗТВ
v_d , %	$B_n \sim 60\%$ $B_B \sim 20\%$ $M \sim 20\%$	$B_n \sim 80\%$ $B_B \sim 5\%$ $M \sim 15\%$	$B_n \sim 20\%$ $B_B \sim 15\%$ $M \sim 65\%$	$B_n \sim 30\%$ $B_B \sim 20\%$ $M \sim 50\%$	$B_n \sim 10\%$ $B_B \sim 60\%$ $M \sim 30\%$	$B_n \sim 20\%$ $B_B \sim 70\%$ $M \sim 10\%$
D_z , мкм	30...120	170...350	30...80	150...300	25...50	20...80
HV , МПа	3800...4010	3540...3900	4050...4420	3830...4010	3360...3940	3360...4010

В результате выполненных оценок изменений по зоне сварки такой прочностной характеристики, как σ_T , установлено следующее. В условиях $v_{св} = 72$ м/ч в металле шва и ЗТВ расчетное значение $\Sigma\sigma_T$ составляет 917 и 1077 МПа соответственно, а максимальный вклад в предел текучести вносят: субструктурное ($\Delta\sigma_c \sim 318...356$ МПа), дисперсионное ($\Delta\sigma_{д.у.} \sim 253...295$ МПа) и дислокационное ($\Delta\sigma_d \sim 157...180$ МПа) упрочнения (рис. 2, а). При этом вклад такого типа структурной составляющей как бейнит нижний (B_n) является максимальным (рис. 2, б).

В случае режимов сварки при $v_{св} = 110$ м/ч общее значение предела текучести повышается (по сравнению с режимом $v_{св} = 72$ м/ч) на 10...15 % (рис. 3), что обусловлено некоторым измельчением зеренной структуры и увеличением (в 1,3 раза) интегральной величины плотности дислокаций (ρ).

Расчетные значения показателей вязкости разрушения K_{Ic} , а также сопоставление K_{Ic} и σ_T показали следующее (см. рис. 3). Если при $v_{св} = 72$ м/ч наибольший вклад в упрочнение металла ($\Sigma\sigma_T$) и повышение вязкости разрушения (K_{Ic}) вносит субструктура, а это в основном субструктура бейнита нижнего (B_n), то в случае увеличения скорости сварки до $v_{св} = 110$ м/ч значительно (на 30 %) уменьшается показатель K_{Ic} . Последнее обусловлено преимущественным формировани-

ем структуры другого типа, а именно — верхнего бейнита (B_B) с соответствующим последнему неравномерным распределением плотности дислокаций (ρ).

Последующий сравнительный анализ расчетных показателей прочностных свойств (σ_T) и вязкости разрушения (K_{Ic}) для исследуемых сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных на различных режимах сварки (дуговой сваркой и гибридной лазерно-дуговой) показал, что наилучшие показатели сочетания свойств прочности и вязкости обеспечиваются режимами гибридной сварки (см. рис. 3).

В результате оценки изменений уровня локальных внутренних напряжений установлено, что максимальные значения $\tau_{л/вн} \sim 1900...2800$ МПа ($(0,2...0,35)\tau_{теор}$ от теоретической прочности) формируются при $v_{св} = 110$ м/ч в местах протяженных дислокационных скоплений ($\rho = 1,5 \cdot 10^{11}$ см⁻²) вдоль границ B_B . Это приводит к зарождению микротрещин в этих зонах и снижению трещиностойкости сварных соединений (рис. 4, а, б). А наиболее низкие значения $\tau_{вн}$ (порядка 1500...1867 МПа) характерны для сварных соединений, полученных на режимах при $v_{св} = 72$ м/ч, чему способствует формирование в зоне сварки мелкозернистых и фрагментированных структур B_n в сочетании с равномерным распределением дислокаций (рис. 4, в, г).

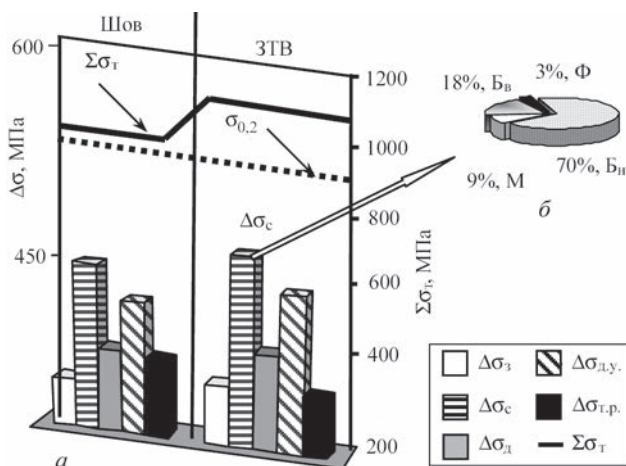


Рис. 2. Вклад различных составляющих $\Delta\sigma$ структурного упрочнения в расчетную величину предела текучести $\Delta\sigma_T$ металла сварных швов (а) и вклад структурных составляющих (B_B , B_n , $M_{отп}$, Φ) в изменение субструктурного упрочнения $\Delta\sigma_c$ при скорости сварки 72 м/ч (б)

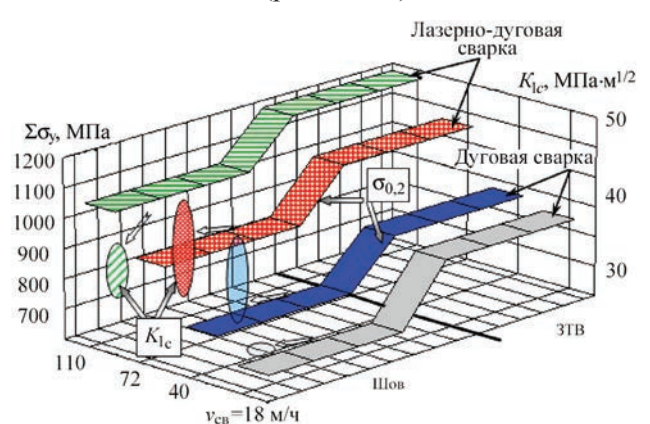


Рис. 3. Изменение средней расчетной величины предела текучести ($\Sigma\sigma_T$) и вязкости разрушения (K_{Ic}) по зоне сварки (шов ЗТВ) стали 14ХГН2МДАФБ при различных скоростях гибридной лазерно-дуговой ($v_{св} = 72$ м/ч и 110 м/ч) и дуговой ($v_{св} = 18$ и 40 м/ч) сварки

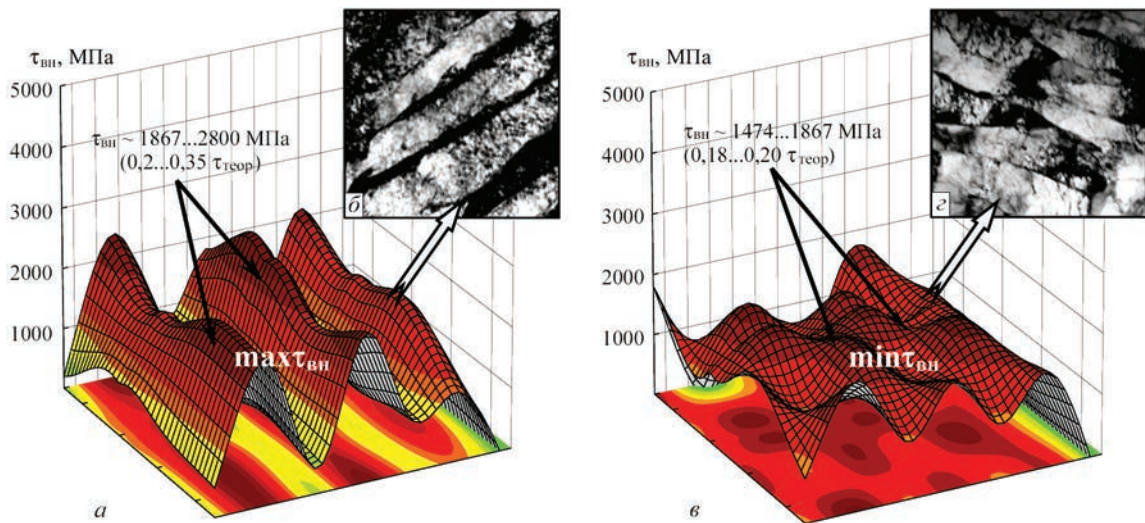


Рис.4. Распределение локальных внутренних напряжений ($\tau_{\text{вн}}$) в металле сварных швов в структурных зонах бейнита верхнего при $v_{\text{св}} = 110$ м/ч (*a, б*, $\times 20000$) и бейнита нижнего при $v_{\text{св}} = 72$ м/ч (*в, г*, $\times 30000$)

В итоге установлено, что оптимальные свойства прочности, пластичности и трещиностойкости сварных соединений высокопрочных сталей обеспечиваются в условиях скоростей сварки $v_{\text{св}} = 72$ м/ч, что обусловлено формированием наиболее дисперсных структур — бейнита нижнего, мелкозернистого мартенсита отпущенного при отсутствии протяженных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений ($\tau_{\text{л/вн}}$).

Сварные соединения сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов (аргонодуговая сварка и СТП) [7]. В результате исследова-

ния сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных АДСНЭ без легирования скандием и легированных скандием, установлено следующее. Металл шва сварных соединений Al-Li сплава 1460 при использовании присадки Св1201 (без легирования скандием) после АДСНЭ характеризуется крупнозернистой структурой; формированием крупных глобулярных внутризеренных фазовых выделений (размером $d_{\text{фв}}$ до 3,5 мкм, рис. 5, *a*), протяженных массивных межзеренных эвтектик (толщиной $h_{\text{эвт}}$ до 5 мкм и зон, свободных от выделений (ЗСВ) (рис. 5, *б*).

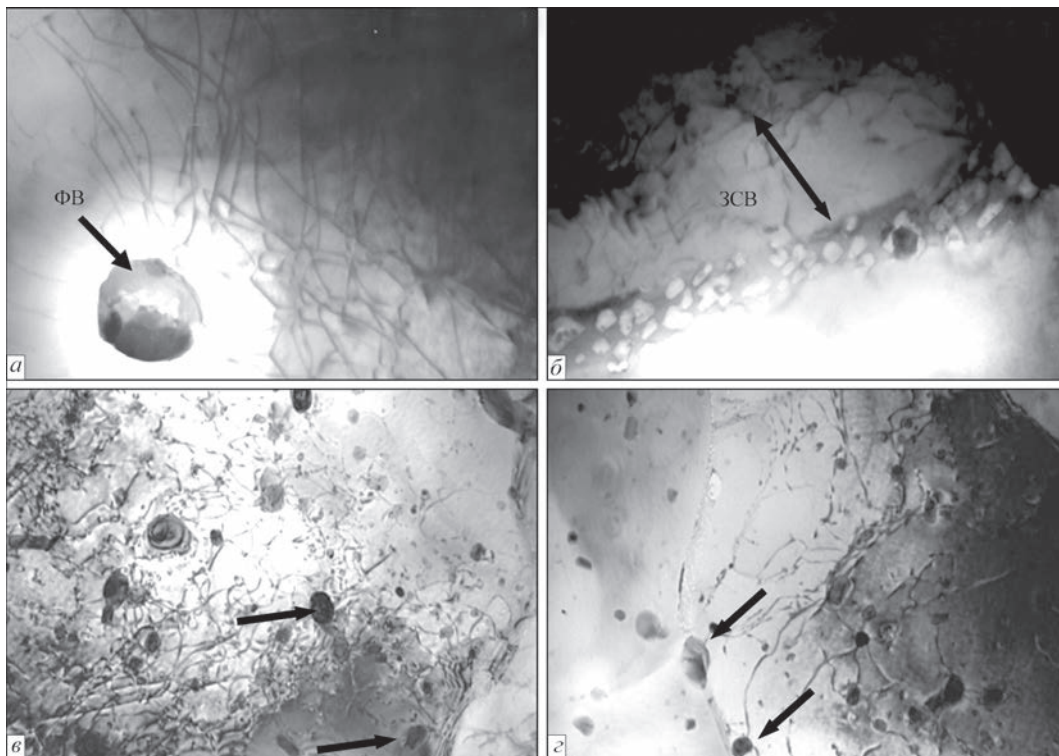


Рис. 5. Распределение фаз в объемах зерен металла шва алюминиевого сплава 1460, полученного АДСНЭ: *a* — фазовые выделения во внутренних объемах зерен; *б* — приграничные зоны, свободные от выделений и СТП; *в* — фазовые выделения в объемах зерен; *г* — фазовые выделения в зернограничных зонах металла шва ($\times 30000$)

При этом отмечается неравномерность в распределении дислокаций, особенно вдоль протяженных приграничных зон, где плотность дислокаций ρ уменьшается практически на порядок по сравнению с внутризеренной дислокационной плотностью от $\rho \sim (2...6) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (рис. 5, а, б).

В условиях легирования металла шва скандием (до 0,5 %), наблюдаются следующие изменения структуры металла зоны сварки: измельчение зеренной структуры, зернограничных эвтектик, диспергирование фазовых выделений в объемах зерен в сочетании с некоторым повышением плотности дислокаций до $\rho \sim (4...9) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Исследованиями особенностей структурных изменений при СТП установлено: значительное измельчение структуры; повышение общей плотности дислокаций до $\rho \sim (3...6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (что на порядок выше объемной дислокационной плотности металла шва при сварке плавлением, рис. 5, а, б), сопровождающееся активным перераспределением дислокаций и формированием субструктуры (блоков, фрагментов и т. п.); существенное измельчение (в 2,5...5,0 раза) ФВ при увеличении их объемной доли и равномерном распределении как по внутризеренным, так и по зернограничным объемам (рис. 5, в, г).

В результате выполненных аналитических оценок механических свойств ($\Sigma\sigma_T$) исследуемых соединений после АДСНЭ со скандием и без него наиболее высокие показатели наблюдаются у соединений, легированных скандием (рис. 6).

При этом наибольший вклад в общее (интегральное) значение упрочнения металла шва со скандием вносят зеренное ($\Delta\sigma_3 \sim 29\%$) и твердорастворное ($\Delta\sigma_{\text{т.р.}} \sim 25\%$) упрочнение. В условиях СТП оценки общего (интегрального) значения $\Sigma\sigma_T$ показали общее повышение значений прочностных показателей на 40 % по сравнению с таковыми для условий сварки при АДСНЭ в состоянии без скандия, что обеспе-

чивается, в основном, измельчением зеренной (до 27 %), субзеренной (до 21 %) структур и диспергированием ФВ (до 23 %).

Сопоставление свойств вязкости разрушения (K_{1c}) исследуемых соединений показали следующее. После АДСНЭ без скандия показатель вязкости разрушения $K_{1c} \sim 26...47 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$ (рис. 7, а, б). В результате применения СТП K_{1c} сохраняется на уровне $K_{1c} \sim 31...57 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$ (рис. 7, а, в), что свидетельствует о повышении (на 20 %) свойств пластичности сварного соединения по сравнению с условиями АДСНЭ без скандия.

Конкретные результаты исследований и, прежде всего, характера распределения дислокационной структуры в исследуемых образцах позволили сделать оценки локальных внутренних напряжений ($\tau_{\text{л/вн}}$), определить их уровень и протяженность, а также установить структурные факторы, провоцирующие процессы зарождения и распространения трещин.

В результате аналитических оценок установлено, что в условиях АДСНЭ в металле без скандия формируются протяженные концентраторы локальных внутренних напряжений с уровнем $\tau_{\text{л/вн}}$ до 1500 МПа (от 0,34 до 0,85 $\tau_{\text{теор}}$), которые являются зонами зарождения и распространения трещин. К таким зонам относятся границы мощных полос сдвига (ПС) (рис. 8, а, б). В противоположность этому во внутренних объемах ПС значения $\tau_{\text{л/вн}}$ резко снижаются (практически на 2 порядка) до величины примерно 5...15 МПа ($0,0016...0,0055\tau_{\text{теор}}$), что в итоге создает резкий градиент ($\Delta\tau_{\text{л/вн}}$) локальных внутренних напряжений вдоль границ ПС (рис. 8, б).

В условиях СТП в микроструктуре металла шва наблюдается общее существенное снижение (в 3,5 раза) уровня локальных внутренних напря-

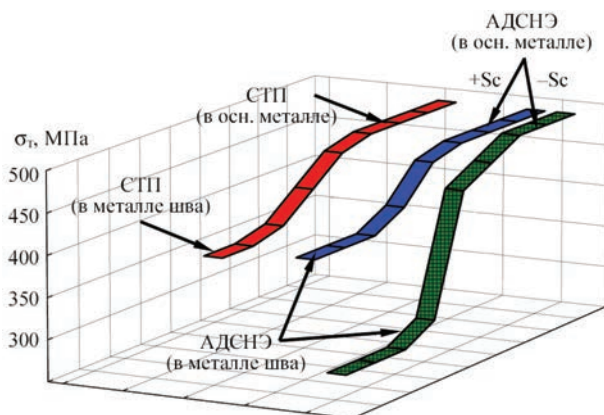


Рис. 6. Изменение интегрального значения упрочнения $\Sigma\sigma_T$ сварных соединений алюминиевого сплава 1460 при переходе от основного металла к металлу шва, полученных АДСНЭ при использовании присадок Св1201 и Св1201 + 0,5 % Sc, и СТП

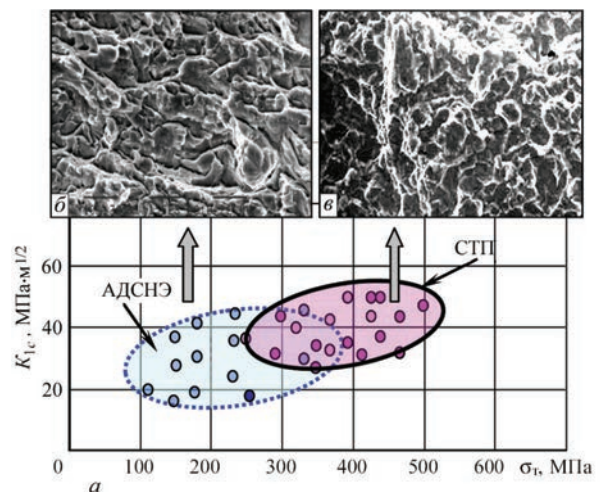


Рис. 7. Изменение расчетных значений прочности $\Sigma\sigma_T$ и вязкости разрушения K_{1c} металла сварных швов (а) и фрактурграммы ($\times 2020$): б — хрупкого разрушения алюминиевого сплава 1460, полученных АДСНЭ при использовании присадки Св1201; в — вязкого разрушения при СТП

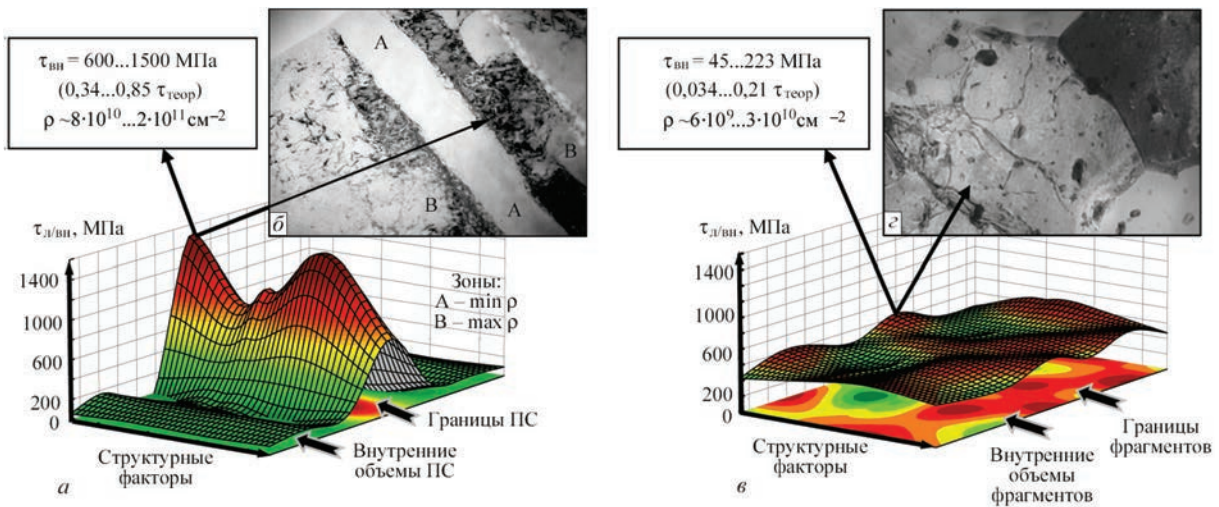


Рис. 8. Распределение локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в металле шва сплава 1460 после различных способов сварки: а, б — АДСНЭ (металл шва без скандия); в, г — СТП

жений (до 223 МПа) при равномерном (без градиентов) распределении такого типа локальных напряжений по всему объему металла шва (рис. 8, в, г), что и обеспечивает повышение трещиностойкости сварных соединений.

Таким образом, для улучшения прочностных характеристик и трещиностойкости сварных соединений сложнолегированных алюминиевых сплавов необходимо стремиться к формированию оптимальной структуры, что обеспечивается, как показали исследования взаимосвязи структуры и свойств, СТП.

Сварные соединения титановых сплавов (электронно-лучевая сварка) [8]. Металлографическими исследованиями структуры наиболее проблемной зоны сварных соединений — зоны термического влияния (ЗТВ) установлено, что после сварки в околошовной зоне (ОШЗ) наблюдается образование холодных трещин длиной 100...300 мкм, причем в сварных соединениях опытного сплава 1 объемная доля трещин значительно больше, чем в сварных соединениях сплава 2. При этом в ОШЗ сварного соединения опытного сплава 1 при остывании образуются крупные равноосные полиэдрические первичные β -зерна размером до 500 мкм. В ОШЗ сварных соединений сплава 2 первичная структура неоднородна: наряду с обширными участками полиэдрических зерен размером 200 мкм встречаются участки мелких равноосных зерен размером 20...60 мкм в окружении крупных зерен. Внутриверенная структура в ОШЗ сплава 2 мартенситная, α' -фаза характеризуется тонкоигольчатым строением. Помимо мартенситной фазы в ОШЗ обоих сплавов может присутствовать остаточная β -фаза, количество которой, исходя из химического состава, в сплаве 1 очень незначительное, а в сплаве 2 больше, чем в сплаве 1. Для определения состава формирующихся фаз, а также их размеров, морфологии

и структурных зон их локализации (внутренние объемы, либо зернограницные области) были проведены более детальные структурно-фазовые исследования ЗТВ сварных соединений титановых сплавов с использованием просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии.

Как следует из результатов исследования дислокационной структуры и процессов фазообразования, в сварных соединениях опытного сплава 1 наблюдается существенное отличие в структурно-фазовом состоянии α' - и β -пластинчатых структур. Происходит параллельное формирование резко отличающихся по структурно-фазовому состоянию пластинчатых структур: практически бездислокационных ($\rho \sim 10^9 \cdot \text{см}^{-2}$) и не содержащих фазовых выделений пластин протяженной формы (с поперечным сечением $h_{пл} \sim 0,3...1,6$ мкм, рис. 9, а) наряду с пластинами, для которых характерна высокая плотность дислокаций (до $\rho \sim (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и насыщенность внутренних объемов пластин хаотически распределенными выделениями, преимущественно Ti_5Si_3 достаточно крупного размера ($d_{фв} \sim 0,1...0,2$ мкм, рис. 9, б) и дисперсными ФВ (Ti_2ZrSi_3 ; Ti_3Al), окаймляющих внутриверенчатую структуру. Формирование резко градиентных (по фазовым выделениям и дислокационной плотности) пластин обусловлено, по-видимому, типом кристаллической решетки, соответствующей β - и α -образованиям в титановых сплавах. Так, для β -фазы, имеющей ОЦК-решетку (а это до 48 систем скольжения), существует практически неограниченная возможность зарождения, скольжения и перераспределения дислокаций, которые, как известно, являются активными каналами для транспортировки легирующих элементов и соответственно — активации процессов фазообразования. Для α -структуры, имеющей ГПУ-решетку, характерно весьма ограниченное количество систем скольжения. Преимущественно это одна —

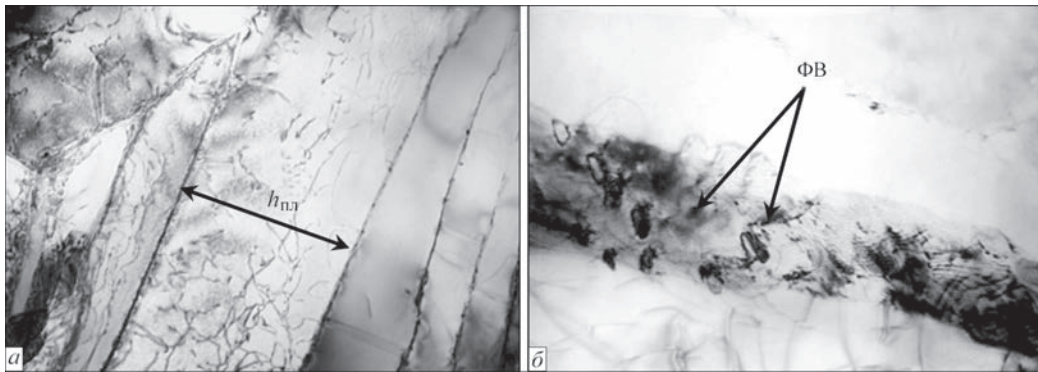


Рис. 9. Микроструктура ($\times 20000$) опытного титанового сплава 1, ОШЗ: *a* — четко ориентированная направленность пластин преимущественно α -составляющей структуры при сравнительно невысокой плотности и равномерном распределении дислокаций; *б* — фазообразование во внутренних объемах β -пластинчатых структур, $\times 37000$

базисная (0001) плоскость и в металле с таким типом решетки деформация в основном реализуется за счет двойникования, когда практически затруднено зарождение и дислокационное скольжение, а значит и фазообразование.

По-видимому, именно различные особенности в реализации процессов деформации (дислокационным скольжением, либо двойникованием) и как результат — различные возможности фазообразования для основных фазовых составляющих (α - и β -фаз) и являются объяснением формирования в сварном соединении опытного сплава 1 резко градиентных по плотности дислокаций и насыщенности фазовыми выделениями протяженных пластинчатых структур.

Таким образом, установлено, что наличие градиентных структурно-фазовых образований, существенно отличающихся по количеству и дисперсности силицидных фаз, в том числе и по плотности дислокаций, по-видимому, является основанием для формирования в металле подобного типа соответствующих резко градиентных механических характеристик, а именно, градиентов по свойствам прочности в смежных пластинчатых структурах.

Для структуры ОШЗ сварного соединения опытного сплава 2, как и в сплаве 1, характерно формирование протяженных пластинчатого типа фаз (α' -мартенсит и β -фаза), но отлича-

ющихся, значительно (примерно в 2...3 раза) размерами — шириной пластинчатых структур ($h_{пл} \sim 0,2 \dots 0,5$ мкм), более дисперсной игольчатой α' -мартенситной структурой и внутрипластинчатой субструктурой, а также более равномерным распределением дислокаций ($\rho \sim (8 \dots 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) по всему объему металла ОШЗ (рис. 10).

Наблюдаются отличия и в процессе формирования силицидных интерметаллидных фаз: при аналогичном (как и в случае сплава 1) стехиометрическом составе (Ti_5Si_3 ; Ti_2ZrSi_3 ; Ti_3Al) размеры фаз более мелкодисперсные ($d_{фв} \sim 0,01 \dots 0,02 \times 0,02 \dots 0,06$ мкм), а их распределение равномерное по всему объему с локализацией преимущественно по границам субструктуры (рис. 10, б).

Аналитическими оценками механических свойств показано, что для металла ЗТВ сварных соединений опытного сплава 1 наблюдается резко градиентное (примерно в 1,8 раза) изменение предела текучести ($\Delta\sigma_T \sim 570 \dots 1010$ МПа), зависящее от структурно-фазового состояния пластинчатых структур (рис. 11). Резкое повышение $\Delta\sigma_{0,2}$, характерное для пластинчатых структур с высокой плотностью дислокаций ($\rho \sim (7 \dots 8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и наиболее насыщенных фазовыми выделениями, приводит к возрастанию дислокационного ($\Delta\sigma_{дл} \sim 250$ МПа) и дисперсионного ($\Delta\sigma_{д} \sim 375 \dots 500$ МПа) упрочнений. В ОШЗ сплава 2 имеет место высокий уро-

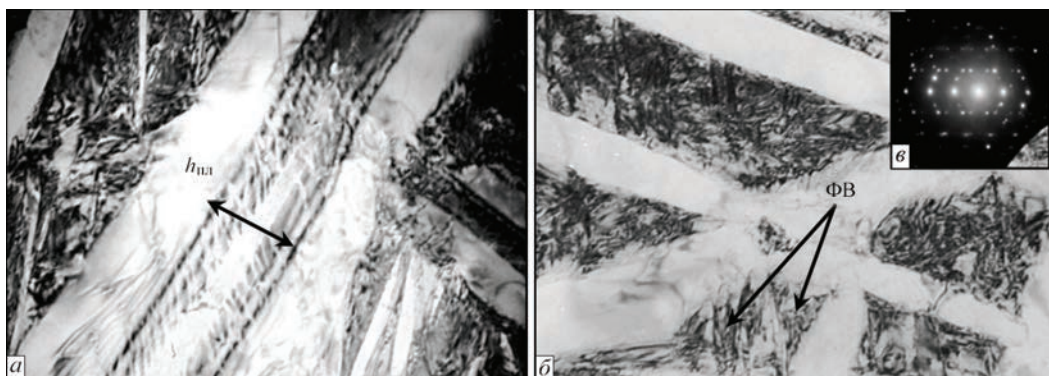


Рис. 10. Микроструктура опытного титанового сплава 2, ОШЗ: *a, б* — тонкая структура пластинчатых фаз мартенситного типа (*a* — $\times 50000$; *б* — $\times 37000$); *в* — микродифракционные отражения ФВ, зафиксированные на совмещенных изображениях

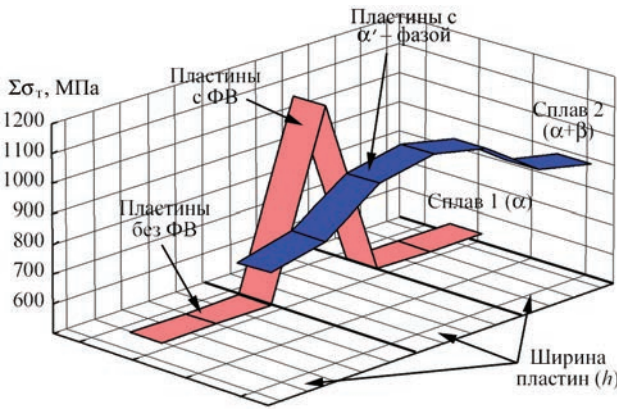


Рис. 11. Вклад различных составляющих структурного упрочнения (зеренного, субзеренного, дислокационного, дисперсионного) опытных сплавов в расчетную величину упрочнения ($\Sigma\sigma_T$)

вень и более равномерное распределение прочностных характеристик ($\Delta\sigma_T \sim 910 \dots 1040$ МПа) в формирующихся мартенситных фазах пластинчатого типа, что связано с их более мелкодисперсной структурой. При этом некоторое повышение упрочнения обусловлено диспергированием субструктуры ($\Delta\sigma_c \sim 530$ МПа), а сравнительно равномерное повышение общей дислокационной плотности по объему металла приводит к упрочнению порядка $\Delta\sigma_d \sim 360$ МПа.

Таким образом, аналитическими оценками дифференцированного вклада различных структурно-фазовых факторов и параметров, формирующихся в сварных соединениях исследуемых сплавов, в изменение механических характеристик (σ_T), показано, что в ОШЗ сварных соединений сплава 1 происходит значительное изменение σ_T в смежных пластинчатых структурах — от 570 МПа для пластинчатой α' -фазы с низкой плотностью дислокаций до 1010 МПа для пластин с высокой плотностью дислокаций и выделениями силицидов. В ОШЗ сплава 2 имеет место более высокий уровень и более равномерное распределение прочностных характеристик (σ_T изменяется от 910 до 1040 МПа по всему объему металла ОШЗ).

В результате исследований дислокационной структуры были определены локальные внутренние напряжения в ЗТВ сварных соединений опытных сплавов. Показано (рис. 12, а), что для металла ЗТВ сплава 1 наблюдается резко градиентное, направленное вдоль пластин, распределение внутренних напряжений (от 10...100 до 700...1100 МПа), что связано с изменением плотности дислокаций в пластинах различного типа — с низкой ($\rho \sim (10^9 \dots 10^{10} \text{ см}^{-2})$) и высокой ($\rho \sim (7 \dots 8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Однако наблюдаются области и с более высокой локальной плотностью дислокаций ($\rho \sim 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), где локальные внутренние напряжения $\tau_{\text{вн/л}}$ достигают порядка 2000 МПа. Для ЗТВ сплава 2 характерно сравнительно равномерное распределение внутренних напряжений ($\tau_{\text{вн}} \sim 860 \dots 970$ МПа), что соответствует равномерной плотности дислокаций ($\rho \sim (8 \dots 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) по внутрипластинчатой структуре (рис. 12, б).

Таким образом, оценки изменений внутренних напряжений $\tau_{\text{вн}}$ в ОШЗ сварных соединений исследуемых сплавов, выполненные на базе исследований дислокационных структур, показали, что для ОШЗ сварного соединения сплава 1 распределение внутренних напряжений крайне неоднородно (градиент примерно в 10 раз), и направлено вдоль пластинчатых структур в пластинах с низкой и высокой плотностью дислокаций). В ОШЗ сварного соединения сплава 2 внутренние напряжения распределены более равномерно, однако, привязка направленности распределения локальных внутренних напряжений и пластинчатых структур может быть причиной направленного распространения трещин. Поэтому для устранения градиента по прочности и внутренним напряжениям необходимо добиваться формирования однородной равномерной диспергированной структуры.

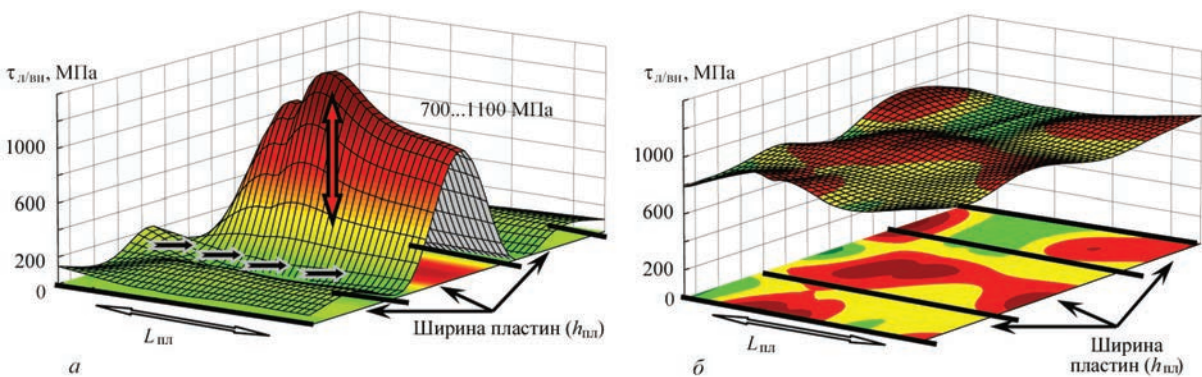


Рис. 12. Уровень локальных внутренних напряжений, формирующихся в пластинчатых структурах ОШЗ сварных соединений: а — в пластинчатых структурах, градиентных по распределению плотности дислокаций и внутриобъемных ФВ (опытный сплав 1); б — в мартенситных пластинчатых структурах (опытный сплав 2)

Выводы

1. Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) изучены структурно-фазовые изменения в металле сварных соединений высокопрочных сталей, сложнoleгированных алюминий-литиевых и титановых сплавов, выполненных различными способами сварки (гибридная лазерно-дуговая сварка, аргонодуговая сварка, сварка трением с перемешиванием, электронно-лучевая сварка).

2. Сочетанием исследований на различных структурных уровнях с аналитическими оценками механических свойств полученных сварных соединений установлена взаимосвязь структурных изменений с изменением наиболее значимых для эксплуатационных условий механических характеристик сварных соединений: показателей прочности (σ_T), вязкости разрушения (K_{Ic}) и трещиностойкости ($\tau_{л/вн}$).

3. Установлено, что наиболее оптимальными структурными факторами, обеспечивающими в эксплуатационных условиях необходимый комплекс свойств сварных соединений — свойства прочности (σ_T), вязкости разрушения (K_{Ic}) и трещиностойкости ($\tau_{л/вн}$), являются: мелкозернистость зеренной и субзеренной структуры; диспергирование фазовых выделений при равномерном их распределении; отсутствие протяженных дислокационных скоплений — потенциальных концентраторов внутренних напряжений (зон зарождения и распространения трещин).

Список литературы

1. Гордиенко Л. К. (ред.) (1965) *Высокопрочная сталь*. Москва, Металлургия.
2. Гудремон Э. (1959) *Специальные стали*. Москва, Металлургияиздат.
3. Фридляндер И. Н. (2000) Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–1999 гг. и 2000–2015 гг. *Тр. V сессии Научного совета по новым материалам МААН «Проблемы современного материаловедения»*. Киев, Наукова думка, сс. 15–19.
4. Солонин О. П., Глазунов, С. Г. (1976) *Жаропрочные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
5. Чечулин Б. Б., Ушков С. С., Разуваева И. Н. и др. (1977) *Титановые сплавы в машиностроении*. Москва, Машиностроение.
6. Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н. и др. (2016) Структура и свойства сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при гибридной лазерно-дуговой сварке. *Автоматическая сварка*, **5/6**, 114–123.
7. Маркашова Л. И., Покляцкий В. Г., Кушнарева О. С. (2016) Влияние структуры на свойства сварных соединений алюминий-литиевых сплавов, полученных способами аргонодуговой сварки и сварки трением с перемешиванием. *Там же*, **5/6**, 88–92.
8. Маркашова Л. И., Ахонин С. В., Григоренко Г. М. и др. (2012) Структура и свойства сварных соединений титановых сплавов, легированных кремнием. *Там же*, **11**, 7–17.
9. Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н. и др. (2014) Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений ме-

- таллов, сплавов, композиционных материалов. *Там же*, **6/7**, 25–31.
10. Markashova L., Kushnareva O. (2014) Effect of structure on the mechanical properties of the metal of welded joints of aluminum alloys of the Al–Cu–Li System. *Materials Science*, **49**, **5**, 681–687.
11. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. (1986) *Металлофизика высокопрочных сплавов*. Москва, Металлургия.
12. Конрад Г. (1973) Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов. *Сверхмелкое зерно в металлах*, Л. К. Гордиенко (ред.). Москва, Металлургия, сс.206–219.
13. Армстронг Р. В. (1973) Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном. *Там же*, сс. 11–40.
14. Petch N. J. (1953) The cleavage strength of polycrystalline. *J. Iron and Steel Inst.*, **173**, 25–28.
15. Orowan E. (1954) *Dislocation in metals*. New York: AIME.
16. Ashby M. F. (1983) Mechanisms of deformation and fracture. *Adv. Appl. Mech.*, **23**, 117–177.
17. Романов О. Н. (1979). *Вязкость разрушения конструкционных сталей*. Москва, Металлургия.
18. Stroh A. N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A*, **223**, **1154**, 404–415.
19. Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняева Ю. В. (1985) *Структурные уровни деформации твердых тел*. Новосибирск, Сиб. отд., Наука.
20. Conrad H. (1963) Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, **11**, 75–77.

References

1. (1965) *High-strength steel*: Coll. Ed. by L.K. Gordienko. Moscow, Metallurgy.
2. Houdremont, E. (1959) *Special steels*. Moscow, Metallurgizdat.
3. Fridlyander, I.N. (2000) Aluminium alloys in aircrafts during 1970-1999 and 2000-2015. In: *Proc. of Scient. Council on New Materials of IAAS: Problems of Modern Materials Sciences*. Kiev, Naukova Dumka, 15–19.
4. Solonin, O.P., Glazunov, S.G. (1976) *Heat-resistant titanium alloys*. Moscow, Metallurgiya.
5. Chechulin, B.B., Ushkov, S.S., Razuvaeva, I.N. et al. (1977) *Titanium alloys in machine-building*. Moscow, Mashinostroenie.
6. Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Berdnikova, E.N. et al. (2016) Structure and service properties of hybrid laser-arc welded joints of 14KhGN2MDAFB steel. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 104–113.
7. Markashova, L.I., Poklyatsky, A.G., Kushnaryova, O.S. (2016) Effect of structure and properties of aluminium-lithium alloy welded joints produced by argon-arc and friction stir welding methods. *Ibid.*, 81–85.
8. Markashova, L.I., Akhonin, S.V., Grigorenko, G.M. et al. (2012) Structure and properties of welded joints on titanium alloys containing silicon additions. *Ibid.*, **11**, 6-15.
9. 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. *Ibid.*, **6-7**, 22–28.
10. Markashova, L., Kushnareva, O. (2014) Effect of structure on the mechanical properties of the metal of welded joints of aluminium alloys of the Al–Cu–Li system. *Mater. Sci.*, **49(5)**, 681–687.
11. Goldshtejn, M.I., Litvinov, V.S., Bronfin, B.M. (1986) *Physics of metals of high-strength alloys*. Moscow, Metallurgiya.
12. Conrad, H. (1973) Model of strain hardening for explanation of grain size effect on flow stress of metals. In: *Superfine grain in metals*. Ed. by L.K. Gordienko. Moscow, Metallurgiya.
13. Armstrong, R.V. (1973) Strength properties of superfine grain metals. *Ibid.*, 11–40.
14. Petch, N.J. (1953) The cleavage strength of polycrystalline. *J. Iron and Steel Inst.*, **173**, 25–28.
15. Orowan, E. (1954) *Dislocation in metals*. New York, AIME.

16. Ashby, M.F. (1983) Mechanisms of deformation and fracture. *Adv. Appl. Mech.*, 23, 117–177.
17. Romaniv, O.N. (1979) *Fracture toughness of structural steels*. Moscow, Metallurgiya.
18. Stroh, A.N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A.*, 223(1154), 404–415.
19. Panin, V.E., Likhachev, V.A., Grinyaeva, Yu.V. (1985) *Structure levels of deformation of solids*. Siber. Depart., Nauka.
20. Conrad, H. (1963) Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, 11, 75–77.

Л. І. Маркашова, В. Д. Позняков, О. М. Берднікова,
Т. О. Алексеєнко, О. С. Кушнарєва, Є. В. Половецький

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

СТРУКТУРА ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ, АЛЮМІНІЄВИХ ТА ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

У роботі використаний структурно-аналітичний підхід до оцінки впливу структури та фазового складу на зміну найбільш значущих механічних властивостей досліджуваних матеріалів. Показана роль структурних факторів (типу легування, фазового складу, величини зеренної, субзеренної структури, розподілу та щільності дислокацій, фазових виділень, їх розмірів і характеру розподілу) в забезпеченні оптимальних властивостей зварних з'єднань і їх експлуатаційної надійності. Експериментально-аналітичними оцінками встановлені структурно-фазові параметри та фактори, що забезпечують в експлуатаційних умовах необхідний комплекс властивостей зварних з'єднань. Бібліогр. 20, табл. 2, рис. 12.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, жароміцний титановий сплав, високоміцна сталь, аргонодугове зварювання, зварювання тертям з перемішуванням, електронно-променево зварювання, гібридне лазерно-дугове зварювання, зварні з'єднання, структура, фазовий склад, механічні властивості, в'язкість руйнування, тріщиностійкість

L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, E. N. Berdnikova,
T. A. Alekseenko, O. S. Kushnareva and E. V. Polovetskii

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

STRUCTURE AND SERVICE PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH STEELS, ALUMINUM AND TITANIUM ALLOYS

A structural-analytical approach to evaluation of effect of structural-phase conditions on change of the most significant mechanical properties of examined materials was used in this work. A role of structural factors (alloying type, phase composition, size of grain and subgrain structure, distribution and density of dislocation, phase precipitations, their size and nature of distribution) was shown for ensuring optimum properties of welded joints and their operation reliability. Experimental-analytical evaluations have determined structural-phase parameters and factors providing the necessary complex of welded joint properties. 20 Ref., 2 Tables, 12 Figures.

Keywords: argon-arc welding, friction stir welding, electron beam welding, hybrid laser-arc welding, aluminum alloy, heat-resistant titanium alloy, high-strength steel, welded joints, structure, phase composition, mechanical properties, fracture toughness, crack resistance.

Поступила в редакцію 01.04.2017

Мотор Сич. Новый контракт с Китаем

Компания Мотор Сич в рамках авиасалона в парижском Ле Бурже подписала контракт на поставку двигателей для китайского самолета К-8Г.

Как сообщает пресс-служба Мотор Сич, по итогам двух рабочих дней в рамках авиасалона руководство и специалисты компании провели ряд переговоров с зарубежными партнерами.

Подписан контракт на поставку двигателя АИ-25ТЛК для установки на китайский самолет К-8Г производства китайской компании China National Aero-Technology Import & Export Corporation (CATIC), сообщает компания

«Мотор Сич сотрудничает с китайским заказчиком уже более 20 лет. Контракт подписан на очередную партию в количестве 25 штук на 2018 и начало 2019 г.», — отметил директор по маркетингу Мотор Сич Владимир Ширков.

Украина презентует на авиасалоне свой новый среднемагистральный грузовой самолет Ан-132Д. Ан-132Д — первый прототип перспективного многоцелевого транспортного Ан-132, который создается ГП «Антонов» совместно с партнерами из Саудовской Аравии.

