



ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СОЕДИНЕНИЯХ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1460 НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук,
чл.-кор. НАН Украины **А. Я. ИЩЕНКО**, **О. С. КУШНАРЕВА**, **В. Е. ФЕДОРЧУК**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Выполнен анализ экспериментальных данных по оценке механических свойств соединений сплава с учетом химического состава металла шва, размеров зерен и субзерен, реальной плотности дислокаций, объемной доли фазовых выделений и т. п. Определено влияние каждого из конкретных структурно-фазовых параметров на механические характеристики сварных соединений, их изменение под влиянием последующих термообработок и внешних нагрузений.

Ключевые слова: термообработка, металл шва, алюминиевый сплав, скандий, тонкая структура, фазовые выделения, плотность дислокаций, композитные фазовые выделения

В настоящее время техническая востребованность материалов с особыми свойствами возрастает. Особенно это относится к сверхлегким материалам, используемым в авиационной и аэрокосмической технике, где необходимо обеспечивать достаточный уровень удельной прочности, пластичности и трещиностойкости в сложных эксплуатационных условиях [1, 2]. К ряду таких материалов относятся, в частности, сплавы Al–Li, отличающиеся высокой технологичностью и требуемым уровнем свойств при криогенных и повышенных температурах.

Однако ряд важных свойств высоколегированных алюминиево-литиевых сплавов резко изменяется в процессе изготовления и эксплуатации конструкций, что в основном связывают с особыми структурно-фазовыми превращениями этих материалов в ходе различных технологических операций [2, 3], в том числе под влиянием процесса сварки. Что касается алюминиево-литиевых сплавов, легированных скандием, то в этом случае возможно еще большее усложнение фазового состава, поскольку сплавы подобного типа относятся

к материалам, склонным к старению, и отличаются, как правило, особой сложностью фазовых превращений в процессе термического воздействия, в том числе при термообработке [4, 5]. В этом плане показательно и изменение механических свойств сплавов подобного типа, обусловленное термообработкой, что во многом связывают с влиянием структурных факторов [2, 4–8] (таблица).

Поэтому с учетом сложности структурного состояния материалов указанного типа и особенно процессов фазообразования в различных условиях термомеханического воздействия представляется актуальной оценка влияния различных конкретных структурно-фазовых составляющих на изменение наиболее значимых для эксплуатационных условий механических характеристик сварных соединений, т. е. показателей прочности и вязкости.

Представляют интерес исследования влияния структуры металла сварных соединений на характер его деформации под действием внешних нагрузений, т. е. структурных и фазовых составляющих на протекание процессов накопления внутренних напряжений, возможность их пластической релаксации, что является показателем трещиностойкости деформируемого материала.

Механические свойства металла соединения сплава 1460, выполненного с использованием присадочной проволоки Св1201 и Св1201+Sc после сварки и термообработки

| Вид обработки | Св1201 | | | Св1201+Sc | | |
|---|------------------|----------------------|------|------------------|----------------------|-----|
| | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | HRB | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | HRB |
| После сварки | 250,0 | 175,0 | 75,0 | 282,2 | 189,6 | 81 |
| После искусственного старения ($T = 150\text{ }^\circ\text{C}$, $t = 22\text{ ч}$) | 316,0 | 281,5 | 78,0 | 337,0 | 240,3 | 85 |
| После отжига ($T = 350\text{ }^\circ\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$) | 248,2 | 204,3 | 71,7 | 345,5 | 295,0 | 92 |

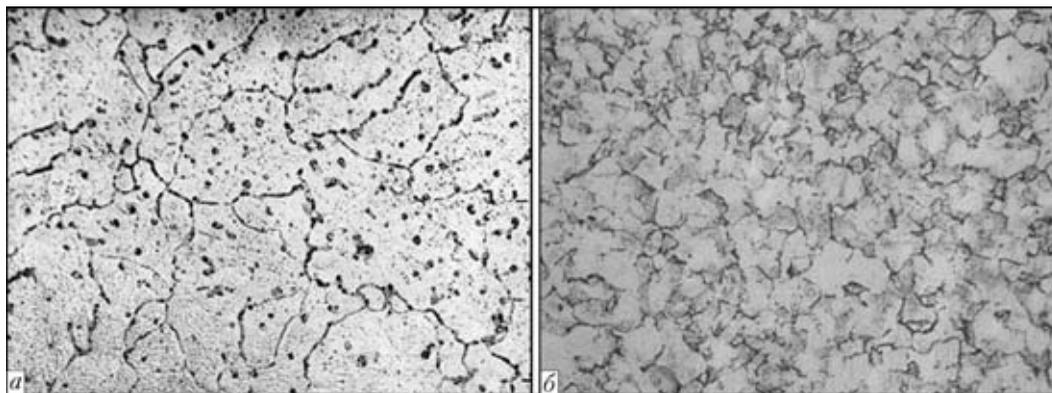


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 500$) металла шва сварного соединения сплава 1460 при использовании присадочной проволоки Sv1201 (а) и Sv1201 + 0,5 % Sc (б)

Для решения поставленных задач прежде всего требуется наличие полной экспериментальной базы, отражающей реальное представление о структурно-фазовом состоянии исследуемого материала, которое формируется при используемых технологических режимах сварки и изменениях этого состояния в условиях последующих термообработки и внешних нагрузжений.

Базовая экспериментальная информация о структурно-фазовом состоянии металла шва сварного соединения алюминиевого сплава 1460 (Al–3 % Cu–2 % Li–0,08 % Sc) с присадочной проволокой Sv1201 (Al–6,5 % Cu–0,25 % Zr–0,3 % Mn) с легированием 0,5 % скандия и без него, требуемая для аналитических оценок механических свойств изучаемых материалов, получена при исследованиях на следующих этапах: непосредственно после аргонодуговой сварки (I); последующих после сварки термообработок (II) (искусственного старения при $T = 150$ °C, $t = 22$ ч и отжига при $T = 350$ °C, $t = 1$ ч); внешнего динамического нагружения (III). Для комплексных исследований, включающих химический анализ металла сварного соединения, характера зеренной, субзеренной, дислокационной структуры и сложных по составу, морфологии и распределению фазовых выделений на различных стадиях их формирования, использовали оптическую, аналитическую растровую микроскопию (СЭМ-515, фирма «Philips», Голландия), а также микродифракционную просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200СХ, фирма «JEOL», Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ. Тонкие фольги для просвечивающей микроскопии подготавливали способом ионного утонения ионизированными потоками аргона в специально разработанной установке [9].

В результате предварительных исследований [10–12] установлено следующее. В процессе кристаллизации (состояние после сварки) при отсутствии скандия в присадочной проволоке (I) и с добавкой скандия (II) особых различий в распределении химических элементов в металле швов

не обнаружено. И в том, и в другом случае обнаружится комплексный насыщенный твердый раствор основных легирующих элементов меди и лития при минимальной массовой доле меди в центре зерен и некотором ее повышении к межзеренным границам. Однако при легировании скандием (для состояния II) характерны отдельные сегрегации скандия (от 0,06...0,8 %).

Для зеренной структуры изменения более существенные — легирование скандием способствует существенному (в два раза) измельчению зеренной структуры (рис. 1). При этом отмечены и более значительные различия в характере тонкой структуры. Если для металла шва без добавления скандия (I) характерно сравнительно равномерное распределение дислокаций (рис. 2, а) при невысокой их плотности (примерно $(2...5) \cdot 10^9$ см⁻²), то в случае добавок скандия (II) отмечается повышение дислокационной плотности на порядок (от $6 \cdot 10^9$ до $(5...6) \cdot 10^{10}$ см⁻²) при нерегулярном их распределении (рис. 3, а, б) с тенденцией к формированию внутривитеренных слабоориентированных субструктур.

Что касается процессов фазообразования, то и в том, и в другом случае непосредственно после сварки в объемах зерен зафиксировано формирование фаз достаточно крупных (более 1...2 мкм) размеров (сложные конгломераты фаз Al–Cu и Al–Li), а также фаз более дисперсных размеров (цирконий и литий, содержащие фазы).

Однако наиболее характерной особенностью (относится к скандийсодержащим состояниям) является формирование в металле шва со скандием особого типа структур — зон Гинье–Престона (ГП), имеющих вид плотных дислокационных петель (рис. 3, а), распределенных в сегрегационных скоплениях скандия, что, по-видимому, связано с начальными стадиями распада твердого раствора.

В состоянии после сварки для исследуемых случаев легирования металла шва обнаружены некоторые отличия и по структуре межзеренных границ. Так, при отсутствии добавок скандия вдоль межзеренных границ четко проявляются

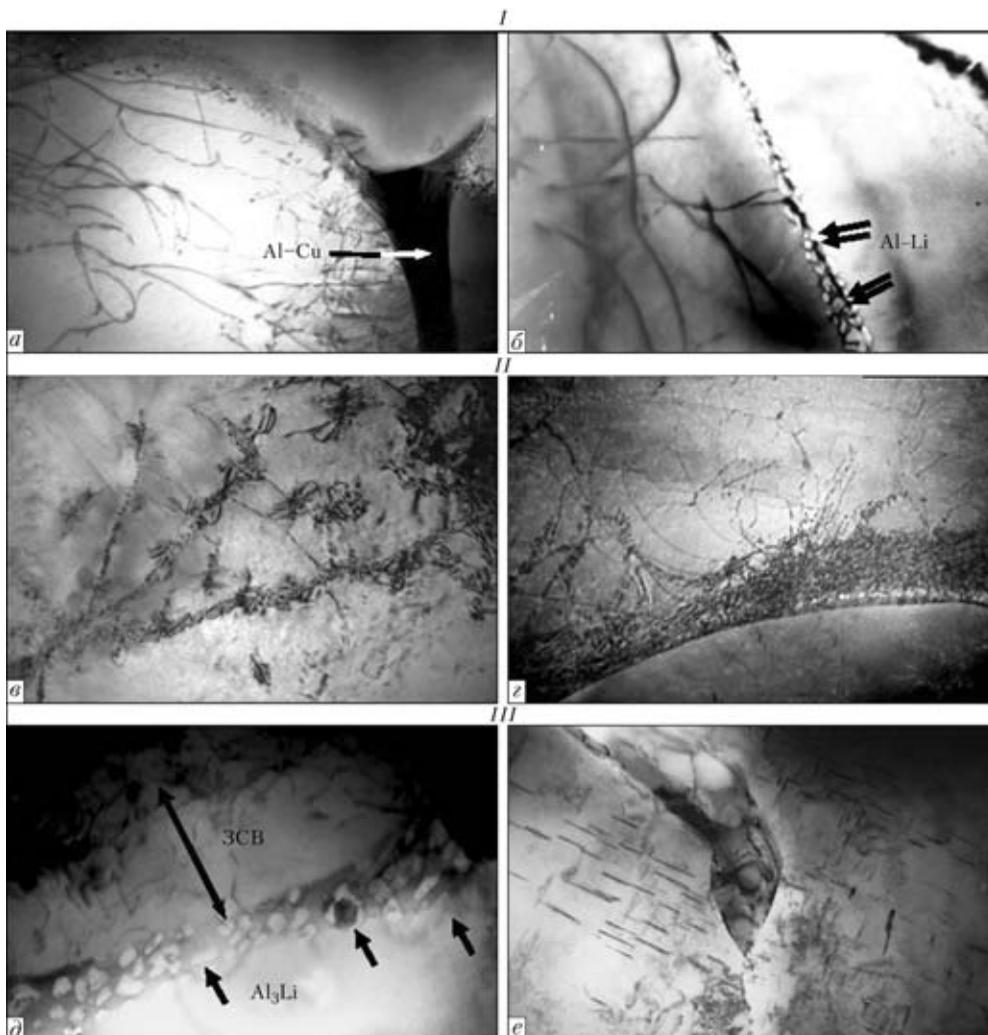


Рис. 2. Тонкая структура металла шва сварного соединения сплава 1460, выполненного присадочной проволокой Св1201 после сварки (I), термообработок при $T = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 22\text{ ч}$ (II) и $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$ (III): а — протяженные зернограничные эвтектики (фазы типа Al-Cu), $\times 30000$; б — выделение фаз типа Al-Li вдоль межзеренных границ, $\times 30000$; в, г — распределение дислокаций и дисперсных фаз соответственно во внутренних объемах зерен ($\times 30000$) и вдоль межзеренных границ ($\times 20000$); д — уменьшение плотности распределения фаз (θ' , δ') и дислокаций в приграничных зонах ЗСВ, $\times 50000$; е — эвтектики на межзеренных границах, $\times 20000$

достаточно широкие прослойки (примерно 0,1...0,4 мкм), состоящие из плотных скоплений глобулярных литиевых фаз (рис. 2, б). Кроме того, характерно и формирование протяженных зернограничных эвтектических образований: либо сложных фаз типа Al-Cu, либо конгломерата фаз типа Al-Cu, Al-Li, причем состав зернограничных эвтектик подобен таковому крупных внутризеренных фазовых выделений (рис. 2, а).

Для металла шва в случае легирования скандием характерны отличия и по структуре самих межзеренных границ, и по фазообразованию в этой зоне. Так, в зонах межзеренных границ формируются фазы другого типа (Al_3Li , Al_3Sc), к тому же, более мелкодисперсные по размеру (рис. 3, б).

Существенно отличаются и зернограничные эвтектики, которым присуща неоднородность по размерам и морфологии. Кроме того, наряду с плотными, монолитными эвтектическими образованиями, более характерными для случая отсут-

ствия скандия, возрастает объем «рыхлых» эвтектик с включениями дисперсных фаз, содержащих скандий (рис. 3, а).

В ходе исследований состояния металла шва после термообработки ($T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$) независимо от типа присадочной проволоки зафиксированы более активное перераспределение химических элементов и изменение структуры (см. рис. 1), что, по-видимому, обусловлено процессами распада твердого раствора и последующего образования новых фаз. При этом в случае добавок скандия заметно повышается и общая плотность дислокаций, а также активация процессов их перераспределения. Последнее, по-видимому, обусловлено значительным нарушением когерентности решеток матрица – фазовые выделения, связанное с интенсификацией процессов фазообразования в ходе термообработки, в данном случае легирования, что способствует еще большему измельчению не только зеренной структуры, но и суб-

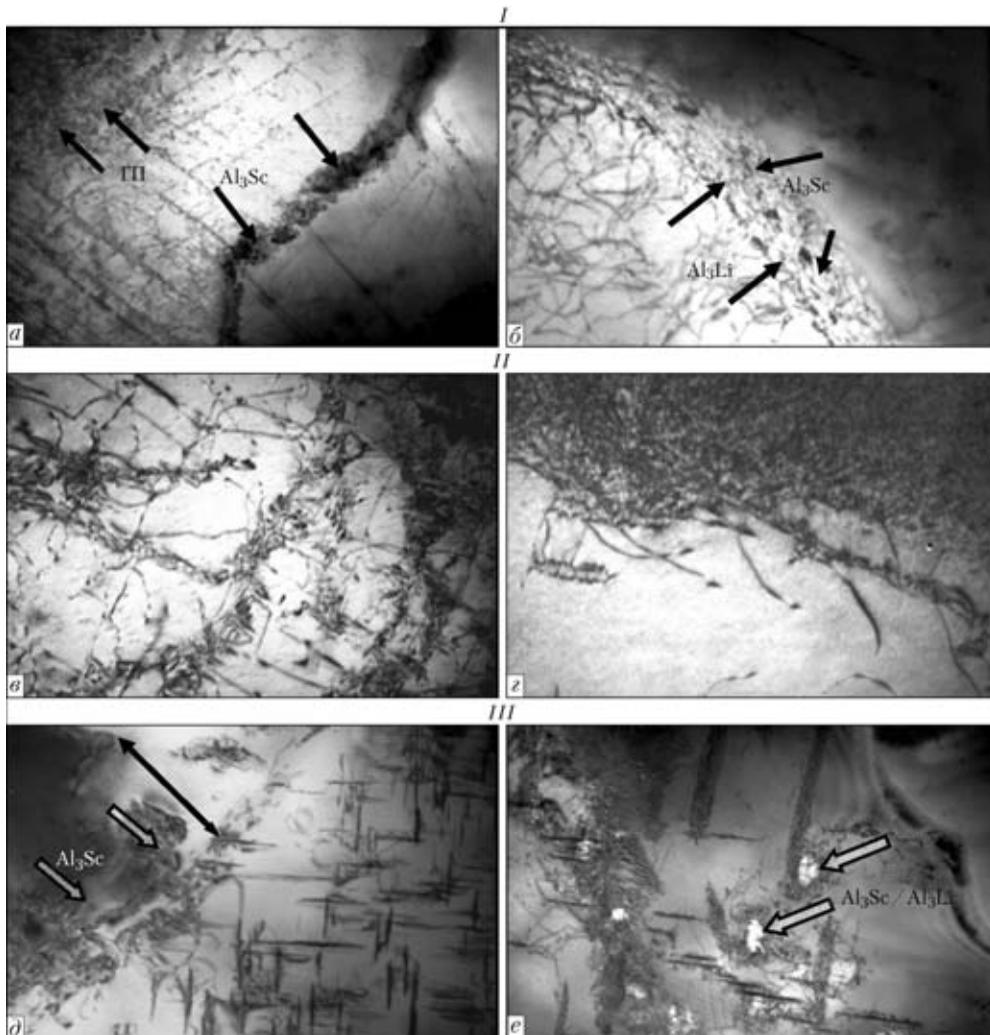


Рис. 3. Тонкая структура металла шва сварного соединения сплава 1460, выполненного присадочной проволокой Св1201+Sc после сварки (I), термообработок при $T = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 22\text{ ч}$ (II) и $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$ (III): а — сегрегационные и фазовые выделения в зернограницных зонах металла шва типа Al–Cu с включениями скандия, $\times 20000$; б — выделение фаз Al–Li вдоль межзеренных границ, $\times 37000$; в, г — распределение дислокаций и ультрадисперсных фаз в объемах зерен ($\times 30000$) и вдоль межзеренных границ ($\times 37000$); д — заполнение ЗСВ вдоль межзеренных границ фазовыми выделениями Al_3Sc , $\times 30000$; е — распределение скандий- и литийсодержащих фаз в объемах зерен, $\times 30000$

структуры — блоков, субзерен (рис. 3, д, е). Причем активация процессов фазообразования после термообработки при использовании указанного типа присадок подтверждается существенным увеличением объемной доли внутризеренных фазовых выделений как средних (0,2...0,5 мкм), так и более дисперсных (примерно 0,01...0,03 мкм) размеров.

При изменении легирования отличия проявляются и в структуре межзеренных границ после термической обработки. Так, в металле шва без скандия обнаружено расширение и структурное усложнение области межзеренных границ после термообработки ($T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$). Кроме зон с плотными слоями литийсодержащих фаз, дополнительно формируются протяженные зернограницные зоны, свободные от фазовых выделений (ЗСВ), для которых характерно также значительное понижение плотности дислокаций. В результате области ЗСВ представляют собой слоистые, направленные вдоль границ, зернограницные про-

слойки с резким градиентом по плотности дислокаций и наличию фаз (см. рис. 2, а).

В случае добавки скандия в металл шва, во-первых, структура межзеренных границ несколько теряет свою плотность, т. е. границы «разрыхляются», во-вторых, вдоль межзеренных границ объемная доля литийсодержащих фаз существенно уменьшается, а образующиеся в ходе термообработки фазовые выделения заполняют (или существенно сужают) примыкающую к межзеренным границам область ЗСВ (рис. 3, е), что способствует нивелированию негативного влияния этой зоны, четко проявляющейся при отсутствии скандия.

Что касается зернограницных эвтектических образований, то если для металла шва без скандия массивные эвтектики являются более стабильно устойчивыми (и после сварки, и после термообработки), то в металле шва с добавками скандия при термообработке эвтектика в значительной степени



«рассыпается» и разлагается на отдельные обособленные фазовые образования, что приводит к существенному измельчению отдельных фаз, составляющих эвтектику, а ряд дисперсных фазовых выделений в эвтектике теряет четкие очертания, что свидетельствует об активном протекании процессов их диффузионного растворения.

Экспериментальные результаты, полученные на различных структурных уровнях от макро- (зеренного) до микро- (дислокационного), — позволили выполнить аналитические оценки для определения конкретного (дифференцированного)

вклада различных структурно-фазовых параметров (фазового состава, размеров зерна и субзерна, плотности дислокаций и т. п.), формирующихся в соответствующих термомеханических условиях, в изменение общего (интегрального) значения механических характеристик — прочности, пластичности и трещиностойкости.

При этом оценка суммарного значения приращения предела текучести $\Delta\sigma_T$ для металла шва исследуемого сплава (без скандия и с ним) с учетом химического состава (твердорастворное упрочнение $\Delta\sigma_{\text{ТР}}$), реальной плотности дислокаций

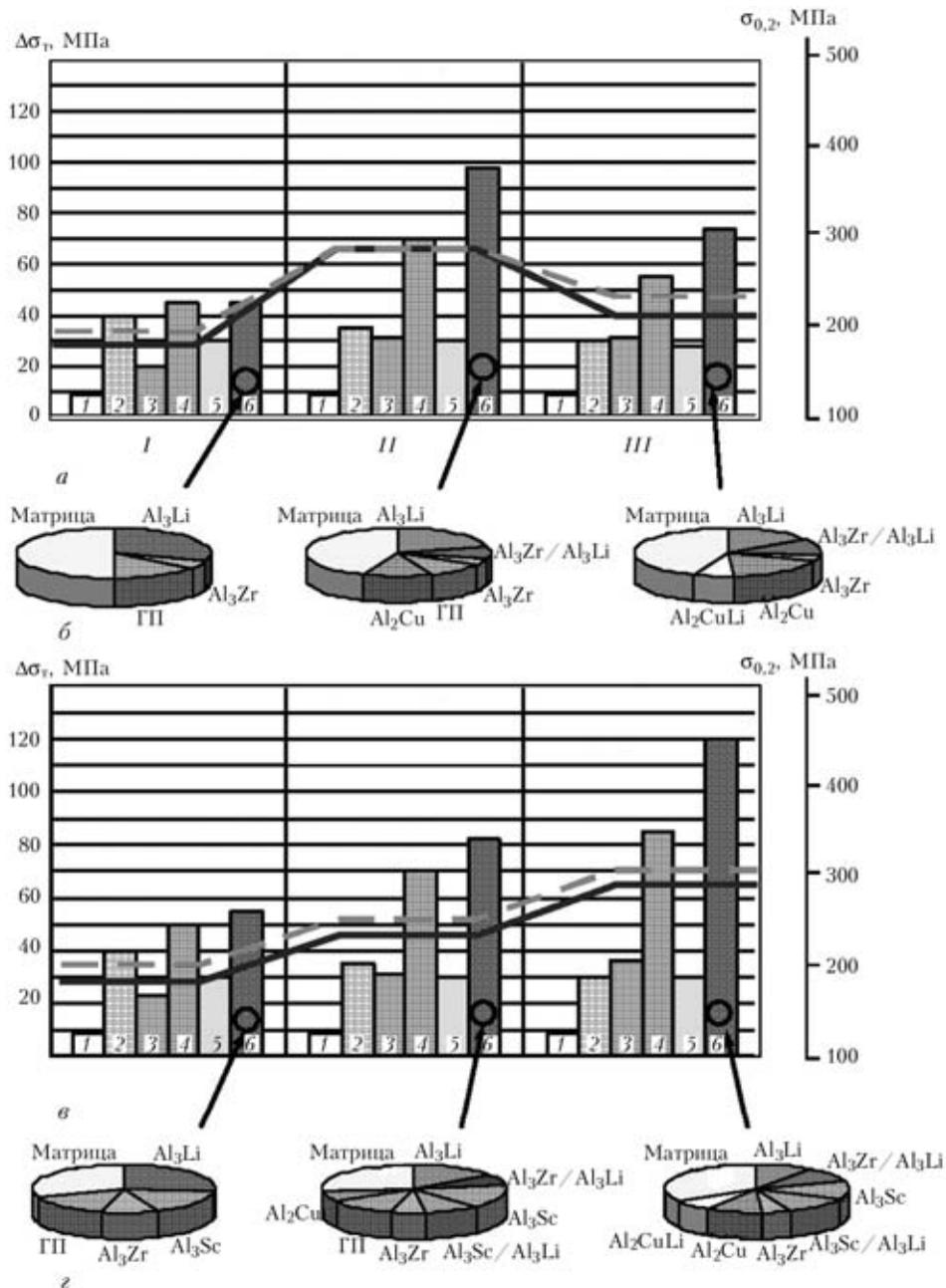


Рис. 4. Гистограммы (а, б) дифференцированного вклада отдельных структурных параметров $\Delta\sigma_T$ в общее (интегральное) изменение предела текучести σ_T металла шва сплава 1460 с использованием присадочных проволок Св1201 (а), Св1201+0,5% Sc (б) и секторные диаграммы объемной доли фаз, формирующихся при исследуемых режимах (б, з): I — после сварки; II, III — после термообработок при $T = 150^\circ\text{C}$, $t = 22$ ч при $T = 350^\circ\text{C}$, $t = 1$ ч; сплошная линия — $\sigma_{0,2}$, штриховая — σ_T ; 1 — $\Delta\sigma_0$; 2 — $\Delta\sigma_{\text{ТР}}$; 3 — $\Delta\sigma_3$; 4 — $\Delta\sigma_4$; 5 — $\Delta\sigma_5$; 6 — $\Delta\sigma_6$



(дислокационное упрочнение $\Delta\sigma_d$), а также зеренного $\Delta\sigma_z$, субзеренного упрочнения $\Delta\sigma_c$, частиц фазовых выделений $\Delta\sigma_q$ и т. д. выполнялась по аналитическим зависимостям Холла–Петча, Орована и др. [13–17].

Как видно из рис. 4, общее значение предела текучести $\Sigma\sigma_T$ металла шва и конкретный вклад $\Delta\sigma_T$ различных структурных факторов в указанную характеристику изменяются в зависимости от технологических режимов (сварка, термообработки) и легирования. Так, для металла шва (в сравнении с легированием скандием и без него) обнаружен более высокий уровень нарастания прочностных характеристик σ_T — примерно на 20 (10 %) и 85 МПа (26 %) непосредственно после сварки и термообработки ($T = 350^\circ\text{C}$, $t = 1$ ч).

При этом наибольший вклад в упрочнение $\Delta\sigma_T$ вносят фазовые образования (примерно 40 %), а минимальный — дислокационная плотность (около 10 %) (см. рис. 4).

Конкретная информация о вкладе в упрочнение других структурных факторов для исследуемых составов металла шва при рассмотренных режимах приведена на рис. 4.

Оценивали также влияние структурных факторов на изменение параметров вязкости разрушения K_{1C} металла шва с различным типом легирования (рис. 5, а). Значение K_{1C} определяли по зависимости Краффта [18] $K_{1C} = (2E\sigma_T d_y)^{-1/2}$, включающей экспериментальные данные фрактографического анализа изломов, где d_y — размер фасеток или ямок на поверхности разрушения, значение которых приравнено к значению критического раскрытия трещины δ_k ; E — модуль Юнга; σ_T — расчетное упрочнение. Анализ полученных результатов показал, что если непосредственно после сварки в металле шва для исследуемых случаев легирования (без скандия и с ним) параметр вязкости разрушения K_{1C} практически не меняется при повышении уровня σ_T и составляет примерно 35...36 МПа·м^{1/2} (рис. 5), то при термообработке ($T = 350^\circ\text{C}$, $t = 1$ ч) характер легирования оказывает влияние на K_{1C} . Без легирования скандием отмечено снижение параметра вязкости разрушения приблизительно на 20 %, а при легировании скандием хотя и происходит повышение прочностных характеристик, параметр вязкости разрушения K_{1C} практически

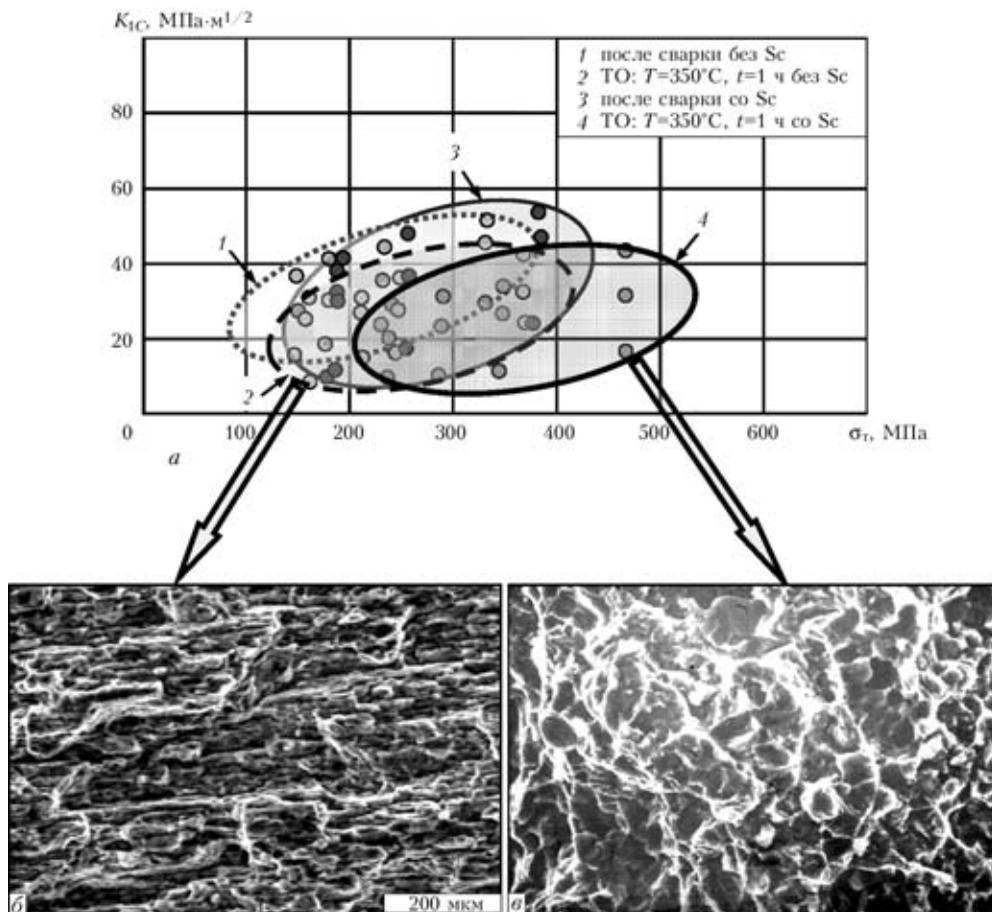


Рис. 5. Диаграмма изменения значений $\Sigma\sigma_T$ и вязкости разрушения K_{1C} металла шва сварного соединения сплава 1460 без скандия после сварки (1) и термообработки $T = 350^\circ\text{C}$, $t = 1$ ч (2), а также после сварки со скандием (3) и термообработки шва скандием по указанному режиму (4): а — характер разрушения металла шва в условиях внешнего динамического нагружения; б — квазихрупкое разрушение металла (Св1201); в — вязкое разрушение (Св1201+0,5% Sc) с четко выраженной ямочной структурой

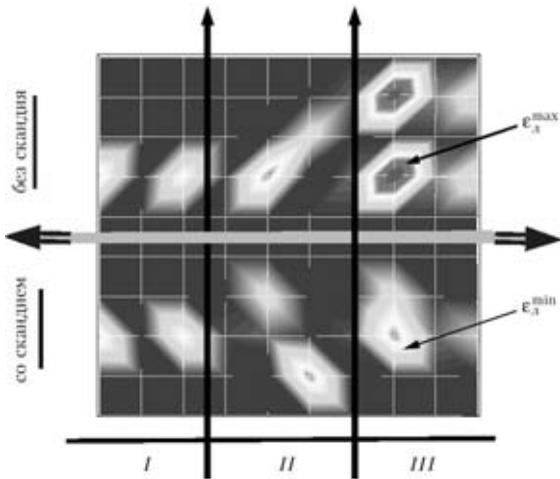


Рис. 6. Диаграммы распределения зон локализации деформации $\epsilon_{л}$ в металле шва сплава 1460 с использованием присадочной проволоки Св1201 и Св1201+Sc после сварки (I) и термообработок при $T = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 22\text{ ч}$ (II) и $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$ (III)

не меняется, что свидетельствует о хорошем сочетании прочностных и пластических характеристик металла шва (см. рис. 4, 5, а).

Что касается такой механической характеристики, как трещиностойкость, то здесь показателен характер изменения структурного состояния исследуемого материала в условиях внешнего нагружения, особенно в экстремальных условиях, т. е. внешних динамических нагружений для сварного соединения при легировании скандием и без него, который оценивали путем изучения тонкой структуры на просвет.

В ходе исследований тонкой структуры установлено, что в металле шва без скандия после термообработки ($T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$) и последующего динамического нагружения, во-первых, происходит неравномерное распределение и четкая локализация деформации $\epsilon_{л}$ в микрообъемах металла (рис. 6). Во-вторых, деформируемый металл приобретает неустойчивое (метастабильное) структурное состояние, что проявляется в лавинообразном безбарьерном течении металла, о чем свидетельствуют мощные системы скольжения и полосы сдвига (ПС) (рис. 7, а, б). При этом обнаруживается значительная неравномерность в распределении плотности дислокаций ρ вдоль ПС, где $\rho \sim 10^8 \dots 2 \cdot 10^9\text{ см}^{-2}$ (область внутри ПС) и $\rho \sim 8 \cdot 10^{10} \dots 2 \cdot 10^{11}$ (непосредственно вдоль полосовых границ). Последнее приводит к формированию резких градиентов по уровню локальных внутренних напряжений $\Delta\tau_{л/вн}$ в зоне контакта границ полосовых структур и их внутренних объемов. В результате выполненных оценок $\tau_{л/вн}$ по зависимостям Конрада и Стро с учетом плотности дислокаций [19] и сопоставления этих значений с теоретической прочностью $\tau_{теор}$ материала показано, что полосовые границы представляют собой протяженные локальные концентраторы внутренних напряжений, где $\tau_{л/вн}$ составляет $600 \dots 1500\text{ МПа}$ ($G/4,5 \dots G/1,8$) $_{10}$, что соответствует $0,22 \dots 0,55\tau_{теор}$. Здесь τ — модуль сдвига. В противоположность этому во внутренних объемах ПС значения $\tau_{л/вн}$ резко снижаются (практически на два порядка) до уровня примерно

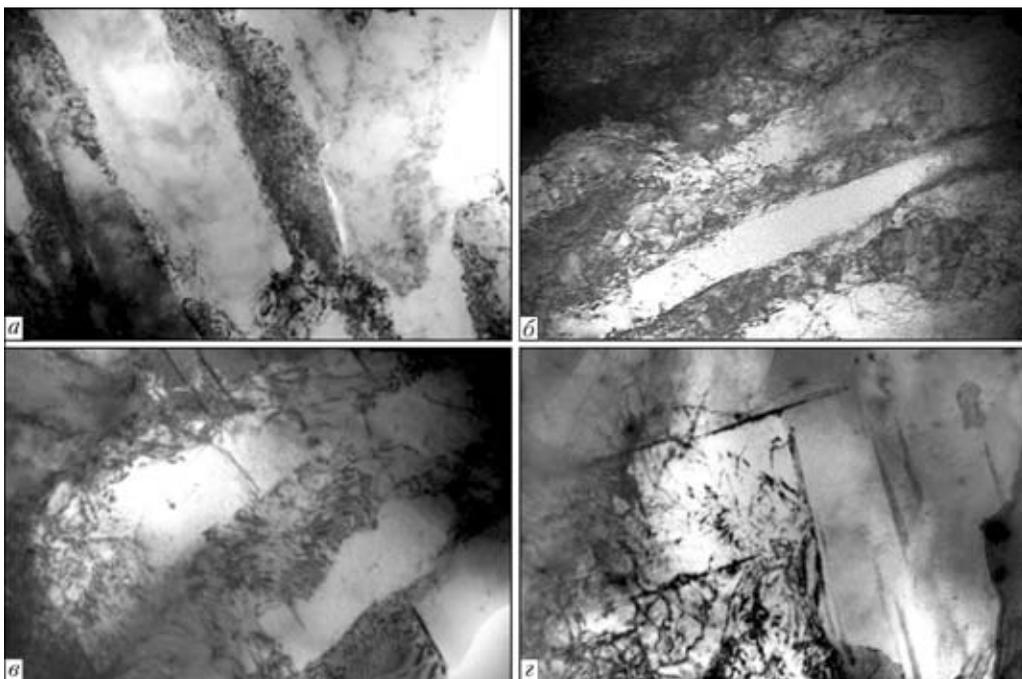


Рис. 7. Изменение тонкой структуры термообработанного ($T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$) металла шва сплава 1460 в условиях динамического нагружения в зависимости от способа легирования (без скандия и с ним): а, б — мощные ПС в металле без скандия (соответственно $\times 20000$ и $\times 30000$); в, г — фрагментация структуры вследствие блокирования ПС фазами скандия в металле со скандием, $\times 30000$

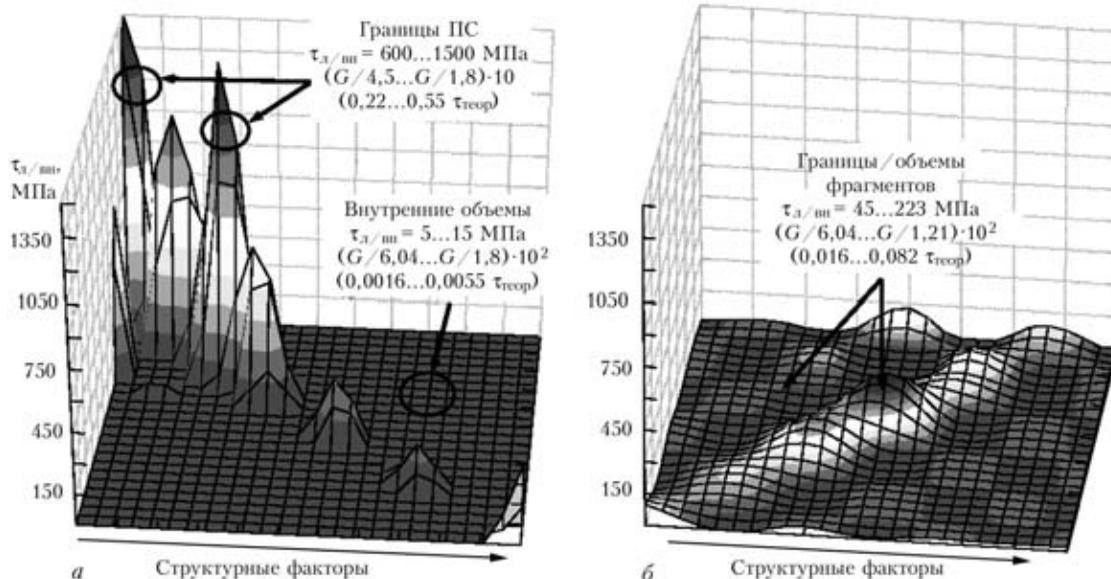


Рис. 8. Распределение локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в металле шва типа Св1201 (а), Св1201+0,5%Sc (б) (термообработка при $T = 350$ °С, $t = 1$ ч) после внешнего динамического нагружения

5...15 МПа ($0,0016...0,0055\tau_{теор}$) (рис. 8, а). Таким образом, вдоль полос сдвига формируется резкий протяженный градиент $\Delta\tau_{л/вн}$ локальных внутренних напряжений, т. е. $\Delta\tau_{л/вн}$ соответствует $0,55\tau_{теор}$ (границы ПС)... $0,0055\tau_{теор}$ (объем ПС).

Таким образом, локальное напряженное течение в металле шва (при отсутствии легирования скандием), способствующее формированию протяженных концентраторов внутренних напряжений в сочетании с направленным резким градиентом таких напряжений вдоль границ ПС, является причиной трещинообразования, а значит,

и снижения уровня не только прочности, но и пластичности соединений, что также подтверждается слоистым характером микрорельефа поверхности с элементами квазихрупкого разрушения металла шва (см. рис. 5, а).

В случае легирования скандием в металле шва при аналогичных условиях динамического нагружения формируется другой тип структуры, для которой характерно равномерное распределение дислокаций, а также общее измельчение (фрагментация) структуры (см. рис. 7, в, з). При этом зафиксировано устойчивое блокирование возникающих систем скольжения фазовыми выделениями

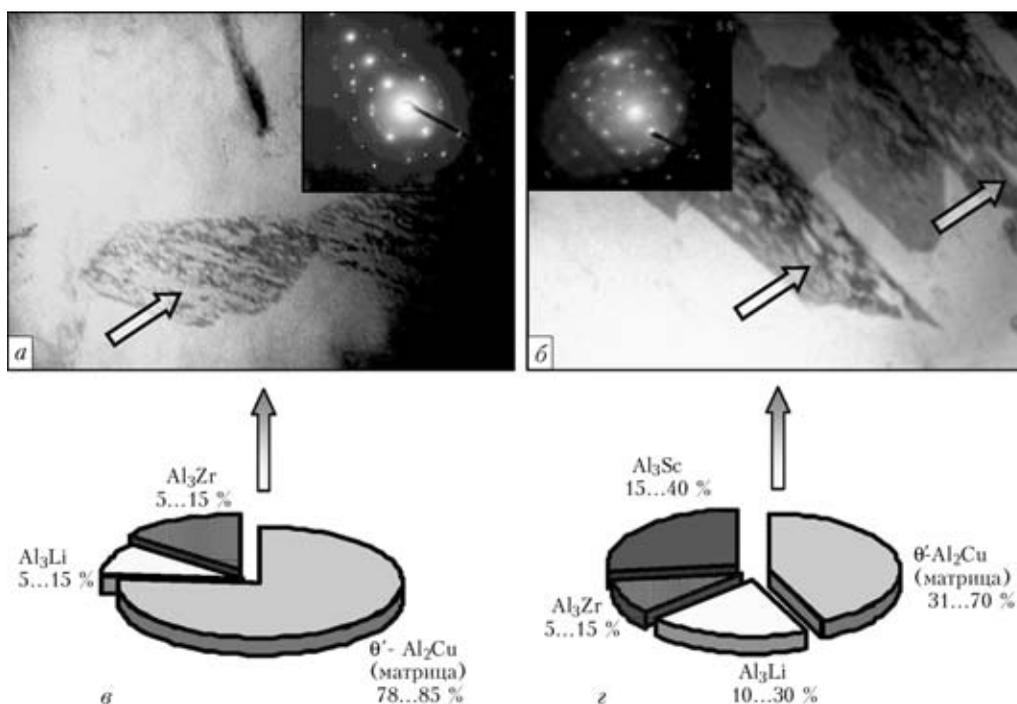


Рис. 9. Изменение (в условиях термообработки при $T = 350$ °С, $t = 1$ ч) структуры (а, б — $\times 50000$) и состава (в, з) θ' -фазовых образований в металле шва сварного соединения сплава 1460 в зависимости от способа легирования без скандия (а, в) и с ним (б, з)



особого типа — фазами конгломератного типа со скандийсодержащими составляющими (см. рис. 9), что приводит к фрагментации (диспергированию) структуры и более равномерному распределению внутренних напряжений ($\tau_{л/вн} \sim 75$ МПа или $0,027\tau_{теор}$) в металле шва (см. рис. 8, б). Формирование структур подобного типа способствует также увеличению возможностей пластической релаксации внутренних напряжений в металле шва (особенно в экспериментальных условиях) за счет подключения дополнительных ротационных механизмов релаксации, что подтверждается вязким характером разрушения соединений (см. рис. 5, б).

Выводы

1. Установлено, что легирование металла шва скандием при аргодуговой сварке алюминий-литиевого сплава 1460 приводит к существенному диспергированию зеренной структуры, увеличению плотности дислокаций, активации процессов формирования субструктур и процессам фазообразования (преимущественно скандийсодержащих фаз) во внутренних объемах зерен. Термообработка ($T = 350$ °С, $t = 1$ ч) в случае легирования скандием способствует нивелированию проблемных для исследуемых сплавов межзеренных структур (литийсодержащих зон, ЗСВ).

2. Выполнены аналитические оценки конкретного (дифференцированного) вклада различных структурно-фазовых параметров в изменение свойств прочности $\Delta\sigma_T$, пластичности K_{1C} и трещиностойкости исследуемых сварных соединений. Показано, что легирование скандием способствует повышению общего (интегрального) значения предела текучести σ_T металла шва примерно на 20 МПа (10 %) после сварки и приблизительно на 85 МПа (26 %) после термообработки ($T = 350$ °С, $t = 1$ ч). Наибольший вклад в упрочнение $\Delta\sigma_T$ вносят фазовые образования (около 40 %); минимальный — дислокационная плотность (примерно до 10 %).

4. Легирование скандием приводит к более равномерному распределению нарастающих локальных внутренних напряжений и фрагментации формирующихся в металле шва в условиях динамических нагрузений мощных ПС, что способствует трещиностойкости сварного соединения и повышению релаксационной способности металла шва за счет подключения к дислокационным

дополнительных (ротационных) механизмов пластической релаксации.

1. *Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства* / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина и др. — Киев: Наук. думка, 1992. — 192 с.
2. *Production of ultrafine-grained metallic materials using an intense plastic straining technique* / M. Furukawa, P. Berbon, Z. Horita et al. // Mater. Sci. Forum. — 1997. — № 233/234. — P. 177–184.
3. *Рязанцев В. И., Федосеев В. А.* Механические свойства сварных соединений из алюминиевых сплавов системы Al-Cu // Свароч. пр-во. — 1994. — № 12. — С. 4–7.
4. *Mechanical properties of submicron grained Al-Li alloys* / N. K. Tsenev, R. Z. Valiev, O. V. Obraztsov, I. N. Fridlander // Proc. of 6th Intern. aluminium conf. (Germany, Garmisch-Partenkirchen, Oct. 8–10, 1992). — 1992. — P. 1125–1135.
5. *Ball H. D., Lloyd D. J.* Particles apparently exhibiting five-fold symmetry in Al-Li-Cu alloys // Scr. Met. — 1985. — № 19. — P. 1065–1068.
6. *Gayle F. W., Vander Sande J. B.* Composite precipitates in an Al-Li-Zr alloy // Ibid. — 1984. — № 18. — P. 473–478.
7. *Fraction and phase spacing of fibrous intermetallic S-LiAl in hypoeutectic Al-Li alloys by unidirectional solidification* / M. Gufinghui, Y. Huayun, P. Delin, A. Geying // *Металлофизика. Новейшие технологии.* — 2000. — 22, № 4. — С. 58–61.
8. *Furukawa M., Miura Y., Nemoto M.* Temperature and strain rate dependences of yield stress of an Al-Cu-Li-Mg-Zr alloy // Transaction Jap. Inst. Metals. — 1987. — № 28. — P. 655–665.
9. *Метод препарирования для электронно-микроскопических исследований* / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 12. — С. 60.
10. *Влияние добавок скандия на структурно-фазовое состояние металла шва при сварке алюминиевых сплавов 1460* / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. Я. Ищенко и др. // Там же. — 2006. — № 1. — С. 17–24.
11. *Влияние добавок скандия на тонкую структуру металла шва соединений алюминийсодержащего сплава 1460* / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. Я. Ищенко и др. // Там же. — 2006. — № 2. — С. 22–28.
12. *Влияние добавок скандия на структурно-фазовое состояние металла шва соединений алюминийсодержащих сплавов после термообработки* / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. В. Лозовская и др. // Там же. — 2006. — № 6. — С. 9–14.
13. *Конрад Г.* Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // *Сверхмелкое зерно в металлах.* — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
14. *Petch N. J.* The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — 173, № 1. — P. 25–28.
15. *Orowan E.* Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
16. *Ashby M. F.* Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — № 23. — P. 118–177.
17. *Келли А., Николсон Р.* Дисперсионное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
18. *Романив О. Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей. — М.: Металлургия, 1979. — 176 с.
19. *Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов* / В. С. Иванова, Л. К. Гордиенко, В. Н. Геминев и др. — М.: Наука, 1965. — 180 с.

Analysis of experimental data on assessment of mechanical properties of alloy joints was performed taking into account the weld metal composition, dimensions of grains and subgrains, real dislocation density, volume fraction of phase precipitates, etc. Influence of each of the specific structural-phase parameters on mechanical characteristics of welded joints, their change under the influence of subsequent heat treatments and external loading was determined.

Поступила в редакцию 28.11.2011