

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБАМИ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКИ И СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Л. И. МАРКАШОВА, А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, О. С. КУШНАРЕВА

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

На примере сварных соединений сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов рассмотрено существенное различие в формировании структурно-фазового состояния при использовании различных сварочных условий — сварки трением с перемешиванием по сравнению с аргонодуговой сваркой. Также показана актуальность комплексной экспериментально-аналитической оценки взаимосвязи структуры и свойств сварных соединений. Рассмотрены оценки конкретного вклада структурно-фазового состояния (химического состава, размеров фаз, зеренной, субзеренной и дислокационной структуры) в изменение основных эксплуатационных свойств сварных соединений, выполненных аргонодуговой сваркой и сваркой трением с перемешиванием, а также влияние структурного состояния сварных соединений на характер распределения, уровень нарастающих внутренних напряжений и механизмы их релаксации в конкретных условиях сварки. Библиогр. 10, рис. 5.

*Ключевые слова:* алюминий-литиевый сплав, сварка трением с перемешиванием, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, металл шва, фазовые выделения, структура, дислокации, упрочнение, прочностные характеристики, трещиностойкость

Для сварных соединений сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов, широко используемых в авиационной и аэрокосмической технике и работающих, как правило, в сложных эксплуатационных условиях, необходимо обеспечение надежных механических свойств свариваемых конструкций, что в основном определяется структурно-фазовым состоянием зоны сварки, формирующимся в процессе используемых технологических операций — легирования, условий сварки и т.п. [1]. В этом плане особенно актуален вопрос влияния структуры на свойства — особенно для сварных соединений сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов, для которых характерно резкое изменение не только структур, но и фазовых выделений (ФВ) в ходе различных технологических операций, в том числе и под влиянием процессов сварки.

Для оценки роли технологических режимов, используемых при сварке трением с перемешиванием (СТП) в изменение свойств свариваемых материалов, а это — показатели прочности, пластичности и трещиностойкости [2–6], представляется целесообразным сопоставление зависимостей режимы сварки ↔ свойства соединений с аналогичными взаимосвязями, изученными (и достаточно детально) для обычно используемых способов сварки алюминий-литиевых сплавов, к каким относится аргонодуговая сварка неплавящимся электродом.

**Материал и методики.** Для сопоставления влияния различных режимов сварки на свой-

ства сварных соединений выполнены исследования на сварных соединениях сложнолегированных Al–Li сплавов 1460 (Al–3 % Cu–2 % Li–0,08 % Sc), аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) на установке MW-450 («Fronius», Австрия) в условиях: скорость 20 м/ч и ток 140 А при использовании присадок Sv1201 и Sv1201+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.

Полная экспериментальная информация о структурно-фазовом состоянии металла сварных соединений была получена с помощью методов световой, аналитической растровой (SEM-515, фирмы PHILIPS, Голландия), а также микродифракционной просвечивающей электронной микроскопии (JEM-200CX, фирмы JEOL, Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ.

На основе комплекса исследований на всех структурных уровнях выполнены аналитические оценки конкретного (дифференцированно-

го) вклада различных структурных факторов и их параметров (химического состава, объемной доли и размеров фазовых выделений, зеренной, субзеренной, дислокационной структуры) в изменение эксплуатационных характеристик сварных соединений.

При этом, аналитические оценки общего (интегрального) значения предела текучести  $\Sigma\sigma_T$  выполняли, используя известную зависимость [7–10]:

$$\Sigma\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{т.р.}} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{\text{д.у.}}$$

включающую  $\Delta\sigma_0$  — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса-Набарро);  $\Delta\sigma_{\text{т.о.}}$  — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение);  $\Delta\sigma_3$ ,  $\Delta\sigma_c$  — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна (зависимости Холла-Петча – зернограницное и субзеренное упрочнение);  $\Delta\sigma_d$  — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием;  $\Delta\sigma_{\text{д.у.}}$  — упрочнение за счет частиц фазовых образований по Оровану (дисперсионное упрочнение).

Особенности формирования локальных внутренних напряжений  $\tau_{\text{л/вн}}$  — концентраторов внутренних напряжений (их уровень, протяженность, взаимосвязь со структурными особенностями металла сварных соединений), определялись по зависимости [6]:

$$\tau_{\text{л/вн}} = Gb\rho/[\pi(1 - \nu)],$$

где  $G$  — модуль сдвига;  $b$  — вектор Бюргерса;  $h$  — толщина фольги, равная  $2 \cdot 10^{-5}$  см;  $\nu$  — коэффициент Пуассона;  $\rho$  — плотность дислокаций.

**Результаты исследования.** В результате исследования сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных АДСНЭ без легирования скандием и легированных скандием, установлено следующее (рис. 1, а, б). Металл шва сварных соединений Al-Li сплава 1460 при использовании присадки Св1201 (без легирования скандием) после АДСНЭ прежде всего характеризуется крупнозернистой структурой, которая достаточно четко проявляется при исследовании методом

оптической микроскопии (рис. 1, а). Кроме того, методом просвечивающей электронной микроскопии отмечается формирование крупных глобулярных внутризеренных фазовых выделений  $d_{\text{фв}}$  до  $\sim 3,5$  мкм, протяженных массивных межзеренных эвтектик толщиной  $h_{\text{эвт}}$  до  $\sim 5$  мкм, а также наличие вдоль границ зерен зон, свободных от выделений (ЗСВ). С последним, как известно, связывают снижение механических характеристик сварных соединений. Отмечается и неравномерность в распределении дислокаций в металле шва такого типа соединений, особенно вдоль протяженных приграничных ЗСВ, где плотность дислокаций  $\rho$  уменьшается практически на порядок (до значений примерно  $3 \cdot 10^8$  см $^{-2}$ ) по сравнению с внутризеренной дислокационной плотностью, где  $\rho \sim 2 \dots 6 \cdot 10^9$  см $^{-2}$  (рис. 2, а–в).

В условиях же легирования металла шва скандием (до 0,5 %), который, как известно, является модификатором структуры после сварки, наблюдаются некоторые изменения структуры металла зоны сварки по сравнению с соответствующими структурами в сварных соединениях без легирования скандием. К таким изменениям, в основном, относятся: измельчение зеренной структуры (см. рис. 1, б), зернограницных эвтектик, диспергирование фазовых выделений в объемах зерен в сочетании с некоторым повышением плотности дислокаций до  $\rho \sim 4 \dots 9 \cdot 10^9$  см $^{-2}$ .

Исследованиями особенностей структурных изменений при СТП установлено следующее. В отличие от характерного для сварки плавлением существенного укрупнения зерен по механизму собирательной рекристаллизации, в металле шва, полученного СТП, наблюдаются значительные измельчения структуры (см. рис. 1, в), связанные с активно протекающими процессами динамической рекристаллизации, т.е. рекристаллизации по механизму зародышеобразования.

Кроме того, структура металла шва сварных соединений, выполненных СТП, отличается повышением общей плотности дислокаций до  $\rho \sim 3 \dots 6 \cdot 10^{10}$  см $^{-2}$ , что на порядок выше объемной дислокационной плотности металла шва при свар-



Рис. 1. Микроструктура ( $\times 500$ ) металла швов алюминий-литиевого сплава 1460, полученных аргодуговой сваркой неплавящимся электродом при использовании различного типа присадочной проволоки: Св1201 (а) и Св1201+0,5 % Sc (б) и трением с перемешиванием (в)

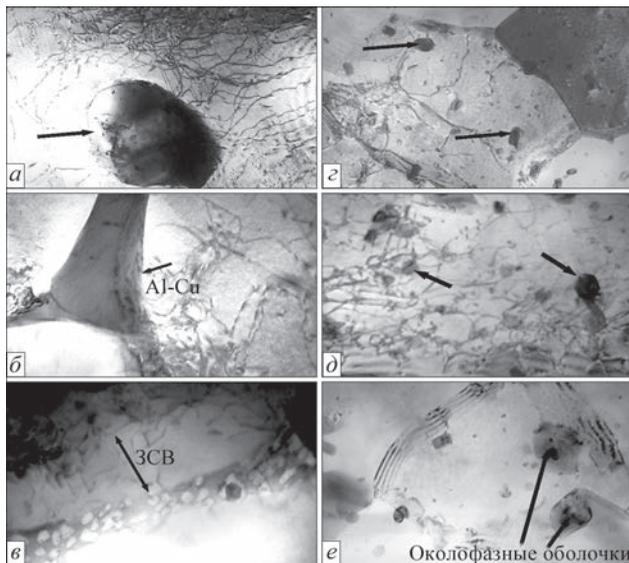


Рис. 2. Распределение фаз в объемах зерен металла шва сплава 1460, полученного аргодуговой сваркой неплавящимся электродом: *a* — фазовые выделения во внутренних объемах зерен ( $\times 20000$ ); *b* — протяженные зернограничные эвтектики ( $\times 30000$ ); *c* — приграничные зоны, свободные от выделений ( $\times 30000$ ), и трением с перемешиванием; *d* — фазовые выделения в объемах зерен ( $\times 30000$ ); *e* — фазовые выделения в зернограничных зонах металла шва ( $\times 30000$ )

ке плавлением (рис. 2, *c*, *d*). При этом повышение внутризеренной дислокационной плотности сопровождается активным перераспределением дислокаций, о чем свидетельствует формирование субструктурных элементов — блоков, фрагментов и т. п.

По-видимому, измельчение структуры и активация перераспределения дислокаций в условиях сварки трением обусловлены интенсивным деформированием нагретого до пластического состояния металла шва и, соответственно, превалированием динамической рекристаллизации над собирательной.

Следующей особенностью структурного состояния металла шва, полученного в условиях СТП (по сравнению с металлом шва, полученного сваркой плавлением), является существенное измельчение (в

2,5...5 раз) ФВ и существенное увеличение их количества при равномерном распределении, причем, по всем зонам структуры металла шва — как по внутризеренным, так и по зернограничным объемам (рис. 2, *c*, *d*).

Также происходит дробление таких проблемных для алюминиевых сплавов образований, какими являются зернограничные эвтектики. Все эти структурные изменения в зоне сварки обеспечиваются превалированием в условиях СТП термомодеформационных процессов при формировании структурно-фазового состояния металла шва.

Имея полный комплекс исследований на различных структурных уровнях, который дает информацию о всех формирующихся в зоне сварки структурных факторах и их параметрах: размере зерен, субзерен, химическом составе, размерах, распределении и объемной доле упрочняющих фаз, а также дислокационной структуре, появляется возможность провести аналитические оценки конкретного вклада различных структур в исследуемых зонах в изменение наиболее значимых эксплуатационных свойств сварных соединений в зависимости от используемых режимов сварки.

**Вклад структур в прочностные характеристики сварных соединений алюминий-литиевых сплавов.** В результате выполненных оценок прочностных характеристик исследуемых соединений со Sc и без него после АДСНЭ наиболее высокие показатели наблюдаются у соединений, легированных Sc (рис. 3). При этом наибольший вклад в общее (интегральное) значение предела текучести металла шва со Sc вносят зеренное ( $\Delta\sigma_3 \sim 29\%$ ) и твердорастворное ( $\Delta\sigma_{тр.} \sim 25\%$ ) упрочнение (рис. 4). А в случае без легирования скандием наибольший вклад в общее значение предела текучести обеспечивает, в основном, твердорастворное упрочнение ( $\Delta\sigma_{тр.} \sim 28\%$ ) (рис. 4).

В условиях СТП оценки общего (интегрального) значения предела текучести  $\Sigma\sigma_T$  показали общее повышение значений прочностных показателей на 40 % по сравнению с таковыми для условий сварки при АДСНЭ в состоянии без скандия (см. рис. 3), что обеспечивается, в основном, измельчением зеренной (до 27%), субзеренной (до 21%) структур и диспергированием ФВ (до 23%) (рис. 4).

**Оценки трещиностойкости сварных соединений.** Комплексные структурные исследования в сочетании с аналитическими оценками позволили также прояснить характер влияния структурных факторов на процессы трещинообразования в зоне сварки исследуемых соединений, обусловленных особенностями развития зон локализации деформации, локальных внутренних напряжений ( $\Delta\tau_{л/вн}$ ). Такого рода исследования прежде всего позволяют

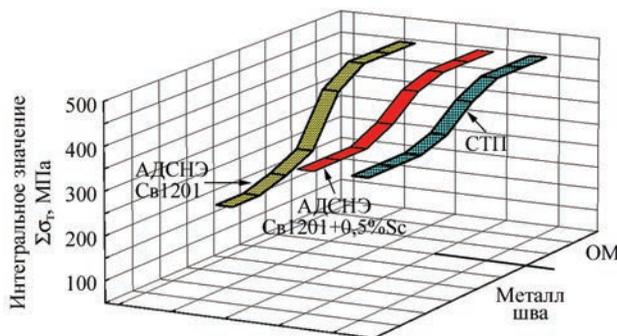


Рис. 3. Изменение интегрального значения предела текучести  $\Sigma\sigma_T$  сварных соединений алюминиевого сплава 1460 при переходе от основного металла к металлу шва, полученных АДСНЭ при использовании присадок Sv1201 и Sv1201+0,5 % Sc и СТП

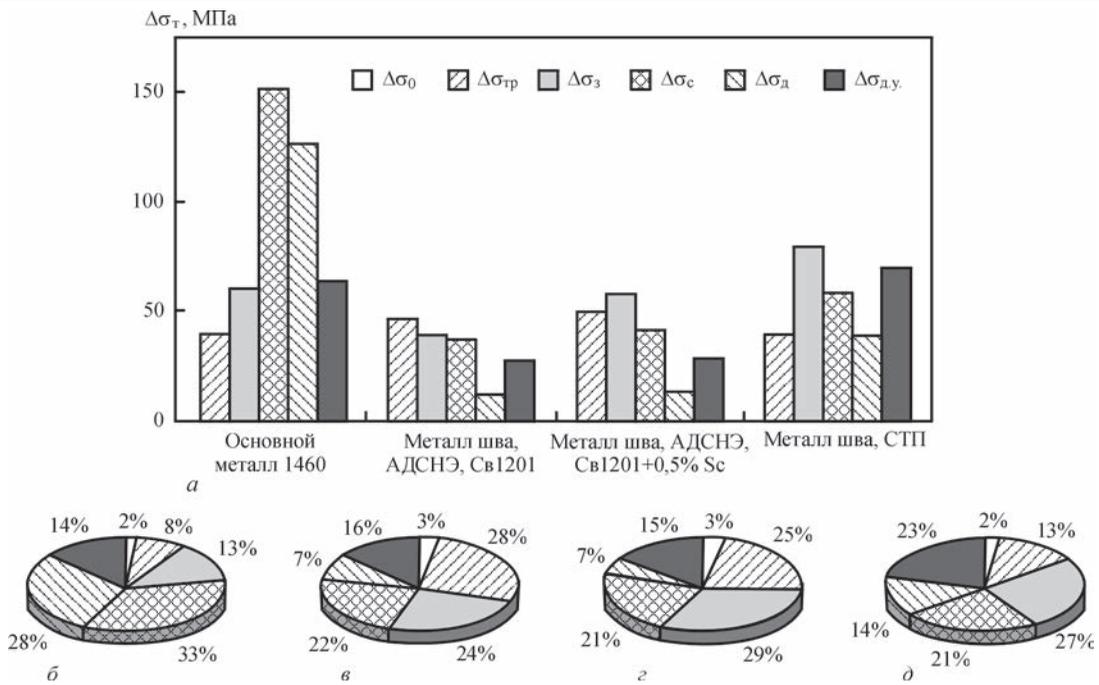


Рис. 4. Гистограмма (а) дифференцированного вклада структурных составляющих в расчетную величину предела текучести  $\Delta\sigma_T$ ; б–д — секторные диаграммы, отражающие процентное соотношение структурного вклада (зеренного, субзеренного, дислокационного, дисперсионного) в общее (интегральное) изменение предела текучести  $\Sigma\sigma_T$  в различных зонах исследования: в основном металле (б), в металлах шва после аргонодуговой сварки с Св1201 (в), Св1201+0,5 % Sc (з) и СТП (д)

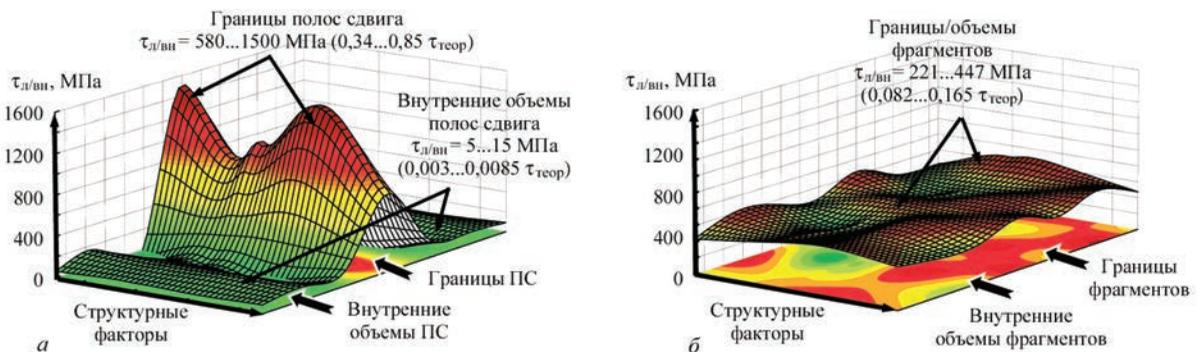


Рис. 5. Распределение локальных внутренних напряжений  $\tau_{л/вн}$  в металле шва сплава 1460 после различных способов сварки: а — АДСНЭ (металл шва без скандия); б — СТП

определить структуры, в той либо иной мере влияющие на формирование локальных внутренних напряжений.

Конкретные результаты исследований и, прежде всего, характера распределения дислокационной структуры в исследуемых образцах, позволили сделать оценки локальных внутренних напряжений ( $\tau_{л/вн}$ ), определить их уровень и протяженность. Кроме того, исследования в этом плане позволяют установить структурные факторы, провоцирующие возрастание концентраторов  $\tau_{л/вн}$  (т. е. процессов зарождения и распространения трещин), и определить, какие структурные факторы блокируют такие негативные для свойств металла процессы, какими являются трещинообразования.

В результате аналитических оценок установлено, что в условиях АДСНЭ в металле без Sc

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

В условиях СТП в микроструктуре металла шва наблюдается общее существенное снижение (в 3,5 раза) уровня локальных внутренних напряжений (до 221...447 МПа) при равномерном (без

## Сварка трением с перемешиванием

градиентов) распределении такого типа локальных напряжений по всему объему металла шва (рис. 5, б), 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.

### Выводы

1. Комплексными методами исследования сварных соединений сложнолегированного алюминиевого сплава 1460 установлены изменения ключевых структурно-фазовых параметров, оказывающих влияние на механические характеристики сварных соединений при изменении условий технологических режимов сварки – от аргонодуговой сварки неплавящимся электродом (сварка плавлением) к сварке трением с перемешиванием (сварка в твердой фазе).

2. В условиях АДСНЭ для металла шва характерно укрупнение зеренной структуры, снижение общей объемной плотности дислокаций, формирование глобулярных внутривзеренных и протяженных зернограницных фазовых выделений эвтектического типа.

3. Установлено, что в условиях сварки плавлением легирование металла шва скандием приводит к существенному изменению структурно-фазового состояния сварных соединений, а именно: диспергированию фаз зеренной и субзеренной структуры; увеличению плотности дислокаций при равномерном их распределении; активации процессов фазообразования во внутренних объемах зерен, а также дроблению и уменьшению объемной доли зернограницных эвтектик.

4. В условиях СТП наблюдается резкое измельчение зеренной и субзеренной структуры, что обусловлено активацией процессов фрагментации и зародышеобразования, общим повышением плотности дислокаций, а также существенным диспергированием фазовых выделений при их равномерном распределении во внутривзеренных и зернограницных объемах.

5. Для металла шва сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных СТП, исследованиями с последующими аналитическими оцен-

ками установлено, что значительный вклад (до 40 %) в общее упрочнение сварных соединений обеспечивается измельчением зеренной ( $\Delta\sigma_z$  до 27 %), субзеренной ( $\Delta\sigma_c$  до 21 %) структуры и диспергированием фазовых выделений ( $\Delta\sigma_{д.у.}$  до 23 %), что значительно снижает градиент прочностных характеристик между основным металлом и металлом шва и способствует более равномерному распределению нарастающих локальных внутренних напряжений и, соответственно, повышению трещиностойкости сварного соединения.

6. Исследование режимов АДСНЭ показало, что общее снижение значений предела текучести  $\sum\sigma_T$  металла шва связано с укрупнением зеренной структуры и уменьшением общей плотности дислокаций, что способствует возрастанию градиента по прочностным характеристикам между основным металлом и металлом шва и снижению трещиностойкости сварных соединений.

1. Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–1999 гг. и 2000–2015 гг. / И. Н. Фридляндер // Труды V сессии Научного совета по новым материалам МААН «Проблемы современного материаловедения». – Киев: Наукова думка, 2000. – С. 15–19.
2. Гольдштейн М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин. – М.: Металлургия, 1986. – 307 с.
3. Маркашова Л. И. Роль структуры в оптимизации свойств прочности, пластичности, трещиностойкости сварных соединений / Л. И. Маркашова, Т. А. Алексеенко, О. С. Кушнарева [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. трудов. – Вып. 58. – Днепропетровск: ГВУЗ «ПГАСА», 2011. – С. 446–452.
4. Markashova L. Effect of structure on the mechanical properties of the metal of welded joints of aluminum alloys of the Al–Cu–Li System / L. Markashova, O. Kushnareva // Materials Science. – 2014. – Vol. 49, Issue 5. – P. 681–687.
5. Эшби И. Ф. О напряжении Орована / И. Ф. Эшби // Физика прочности и пластичности. – М.: Металлургия, 1972. – С. 88–107.
6. Маркашова Л. И. Структурные условия обеспечения прочности и пластичности соединений алюминий-литиевых сплавов / Л. И. Маркашова, А. Я. Ищенко, О. С. Кушнарева [ др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – № 5. – С. 23–31.
7. Маркашова Л. И. Роль структурно-фазового состояния в изменении эксплуатационных свойств сварных соединений сложнолегированных сплавов / Л. И. Маркашова, А. Г. Покляцкий, О. С. Кушнарева // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. трудов. Вып. 80. – Днепропетровск: ГВУЗ «ПГАСА», 2015. – С. 191–195.
8. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов / Г. Конрад // Сверхмелкое зерно в металлах; под ред. Л. К. Гордиенко. – М.: Металлургия, 1973. – С. 206–219.
9. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline / N. J. Petch // Journal Iron and Steel Inst. – 1953. – 173, № 1. – P. 25–28.
10. Orowan E. Dislocation in Metals / E. Orowan. – New York: AIME, 1954. – 103 p.

Поступила в редакцию 05.04.2016