

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Cu–Li

Л. И. МАРКАШОВА, О. С. КУШНАРЕВА

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев*

Использован комплексный экспериментально-аналитический подход для оценки механических свойств сварных соединений сложнелегированного сплава 1460 системы Al–Cu–Li, выполненных аргонодуговой сваркой (присадочные проволоки Св1201 и Св1201 + 0,5% Sc). Определено влияние структурных факторов (химического и фазового составов, зеренной, субзеренной и дислокационной структур) на механические свойства (прочность, пластичность, трещиностойкость) металла шва этих сварных соединений, а также структурно-фазового состояния на концентрацию и механизм релаксации внутренних напряжений при легировании металла скандием.

**Ключевые слова:** *алюминиевые сплавы, сварные соединения, скандий, термообработка, структурно-фазовое состояние, субструктура, плотность дислокаций, эксплуатационные свойства.*

Оптимизация структурно-механических свойств легких сплавов и их сварных соединений, используемых в аэрокосмической технике, которая работает в сложных эксплуатационных условиях, является весьма актуальной научно-технической задачей [1]. К таким материалам относятся сверхлегкие Al–Li сплавы, которые обладают достаточными удельной прочностью, пластичностью и трещиностойкостью, а также технологичностью при криогенных температурах [2, 3]. Следует отметить, что некоторые важные свойства сложнелегированных сплавов этой системы резко изменяются при изготовлении конструкций и их эксплуатации, что в основном связывают с их структурно-фазовыми превращениями в процессе различных технологических операций, в том числе под влиянием условий сварки [3] и последующей термообработки [4].

Учитывая сложность структурно-фазового состояния этих материалов и, прежде всего, процессов фазообразования в различных условиях термомеханического воздействия, целесообразно изучить влияние различных структурно-фазовых факторов на изменение их ресурсных механических характеристик, в частности, прочности и вязкости разрушения, а также исследовать накопление и механизм релаксации внутренних напряжений, которые определяют трещиностойкость деформируемого материала, особенно в сложных аэродинамических условиях. При этом важно выяснить роль легирования скандием, который эффективно воздействует на структуру алюминиевых сплавов [5, 6].

**Материалы и методика.** Исследовали металл шва сварных соединений алюминиевого сплава 1460 (Al–3% Cu–2% Li–0,08% Sc), полученных с помощью присадочной проволоки Св1201 (Al–6,5% Cu–0,25% Zr–0,3% Mn) при легировании скандием (0,5%) и без легирования, непосредственно после аргонодуговой сварки; термообработок: старения ( $t = 150^{\circ}\text{C}$ , 22 h) и отжига ( $t = 350^{\circ}\text{C}$ , 1 h), а также внешнего динамического нагружения.

---

*Контактна особа:* Л. И. МАРКАШОВА, e-mail: olgakus@meta.ua

Для исследований использовали оптическую, аналитическую растровую микроскопию (SEM-515, фирма PHILIPS, Голландия), а также микродифракционную просвечивающую электронную микроскопию (ТЕМ-200СХ, фирма JEOL, Япония) с ускоряющим напряжением 200 кV.

**Результаты и их обсуждение.** В случае применения присадочной проволоки Св1201 без скандия после сварки формируются зеренная структура с характерными выделениями из алюминиево-литиевых и алюминиево-медных фаз на межзеренных границах и в зонах, примыкающих к ним, в частности, сложные по фазовому составу массивные протяженные зернограничные эвтектики, а также приграничные зоны, свободные от выделений (ЗСВ), которые, как правило, ухудшают механические свойства сварных соединений (рис. 1а).

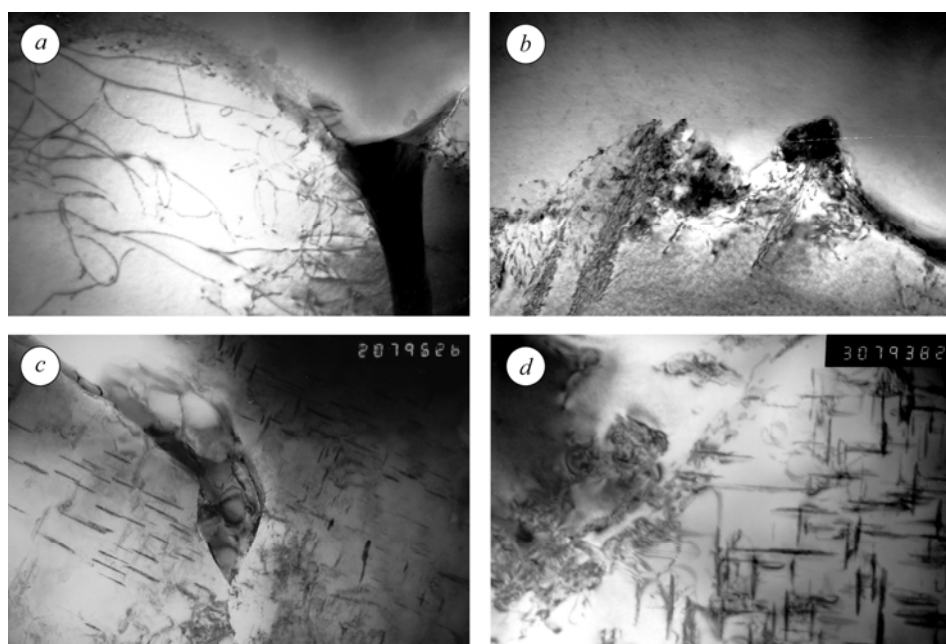


Рис. 1. Микроструктура металла шва при использовании присадочных проволок Св1201 (а, с) и Св1201 + 0,5% Sc (b, d): а, b – после сварки (а –  $\times 37000$ ; b –  $\times 30000$ ); с, d – после отжига (с –  $\times 20000$ ; d –  $\times 30000$ ).

Fig. 1. Microstructure of weld metal when using filler wires Св1201 (a, c) and Св1201 + 0.5% Sc (b, d): a, b – after welding (a –  $\times 37000$ ; b –  $\times 30000$ ); c, d – after annealing (c –  $\times 20000$ ; d –  $\times 30000$ ).

При использовании присадки Св1201 + 0,5% Sc размер кристаллитов металла шва уменьшается практически в 1,2 раза по сравнению с присадкой без скандия (рис. 1b). Последующая термообработка (отжиг, 350°C, 1 h) приводит к еще большему измельчению зеренной структуры и субструктуры (блоков, субзерен), что также способствует более активному перераспределению химических элементов. Последнее, по-видимому, обусловлено распадом твердого раствора и последующим образованием новых фаз (рис. 1c). При дополнительном легировании скандием, во-первых, заметно повышается общая плотность дислокаций и ускоряются процессы их перераспределения (рис. 1d). Во-вторых, термообработка способствует изменению структуры межзеренных границ: несколько снижается плотность зернограничных эвтектик и существенно уменьшается объемная доля литиевых фаз вдоль межзеренных границ. Кроме того, образующиеся в ходе термообработки скандийсодержащие выделения существенно сужают ЗСВ, которые формируются, в основном, вдоль межзеренных границ, что, в свою очередь, спо-

существует нивелированию их негативного влияния. Что касается зернограницных эвтектических образований, то в металле шва с дополнительным легированием скандием после термообработки эвтектика “рассыпается” на отдельные обособленные фазовые образования (рис. 1*d*).

Определен дифференцированный вклад различных структурно-фазовых параметров в изменение механических характеристик металла шва. При этом, чтобы оценить суммарное приращение предела текучести ( $\Sigma\sigma_{0,2}$ ) для металла шва исследуемых сплавов (без и со скандием) с учетом сопротивления решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки  $\Delta\sigma_0$ ), химического состава (твердорастворное упрочнение  $\Delta\sigma_1$ ), зернового ( $\Delta\sigma_2$ ) и субзернового упрочнения ( $\Delta\sigma_3$ ), а также реальной плотности дислокаций (дислокационное упрочнение  $\Delta\sigma_4$ ) и фазовых выделений (дисперсионное упрочнение  $\Delta\sigma_5$ ), использовали аналитические зависимости Холла–Петча, Орована и др. [7–10].

При легировании скандием прочностные характеристики ( $\Sigma\sigma_{0,2}$ ) металла шва возрастают примерно на 16 МПа (8%) непосредственно после сварки, на 8 МПа (3%) – после старения и на 86 МПа (29%) – после отжига (рис. 2*a*). После отжига наибольший вклад в упрочнение вносят выделения вторичных фаз (31%), а минимальный – дислокационная плотность (до 7%). Информация о роли других структурных факторов для исследуемых составов металла шва представлена в таблице. Необходимо отметить существенное влияние на дисперсионное упрочнение металла шва выделений таких фаз, как  $Al_2Cu$  (20%) и  $Al_3Sc$  (20%). Роль фаз другого типа не столь существенна (рис. 2*b*).

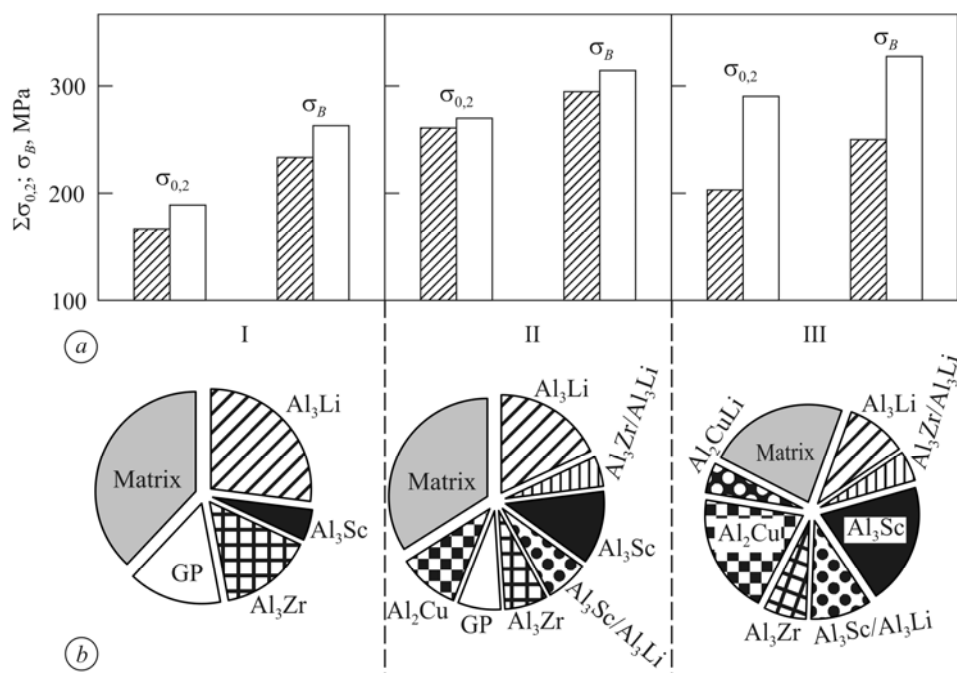


Рис. 2. Гистограммы (а) изменения пределов текучести ( $\Sigma\sigma_{0,2}$ ) и прочности ( $\sigma_B$ ) металла шва с использованием присадочных проволок Св1201 (заштрихованные столбики) и Св1201 + 0,5% Sc (светлые), а также секторные диаграммы (б) объемной доли фаз металла шва со скандием: GP – зоны Гинье–Престона; I – после сварки; II – после старения; III – после отжига.

Fig. 2. Histograms (a) of yield strength ( $\Sigma\sigma_{0,2}$ ) and ultimate strength ( $\sigma_B$ ) variation for weld metal when using filler wires Св1201 (shaded columns) and Св1201 + 0.5% Sc (not shaded) and also pie charts (b) of phases content in the case of weld metal with Sc; GP – Guinier–Preston zones; I – after welding; II – after aging; III – after annealing.

**Вклад различных механизмов упрочнения в приращение  
предела текучести ( $\Sigma\sigma_{0,2}$ ) материала**

Материал	Упрочнение, МПа					
	$\Delta\sigma_0$	$\Delta\sigma_1$	$\Delta\sigma_2$	$\Delta\sigma_3$	$\Delta\sigma_4$	$\Delta\sigma_5$
После сварки	5/5	50/55	31/33	53/57	10/15	28/29
После старения	5/5	45/45	45/47	80/84	23/23	80/83
После отжига	5/5	30/30	35/63	67/86	32/20	41/92

**Примечание:** в числителе – данные, полученные при использовании сварочной проволоки Св1201, а в знаменателе – проволоки Св1201 + 0,5% Sc.

По приведенным выше данным об изменении предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) с учетом реально формирующихся в металле шва структур можно также рассчитать предел его прочности ( $\sigma_B$ ) [11]:

$$\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_B} = \left( \frac{\sigma_{0,2}}{n} \right)^2 (1+m) \sqrt{1 + \frac{2}{1+m} \left( \frac{n}{\sigma_{0,2}} \right)^2}, \quad (1)$$

где  $m = 0,3$ ;  $n$  – коэффициент деформационного упрочнения, зависящий от размера зерна матрицы ( $d_g$ ) и выделений вторичных фаз ( $d_f$ )

$$n = M^{3/2} \cdot G \left( c \sqrt{\frac{b}{d_f}} + r \cdot \alpha \sqrt{\frac{b}{0,15d_g}} \right). \quad (2)$$

Здесь  $G$  – модуль сдвига;  $M$  – ориентационный множитель;  $r$  – коэффициент, характеризующий уменьшение упрочнения вследствие неравномерности распределения дислокаций;  $b$  – вектор Бюргерса;  $\alpha$  – коэффициент, зависящий от характера распределения и взаимодействия дислокаций при дислокационном упрочнении;  $c = 0,1 \div 0,6$  [11]. Результаты оценки предела прочности ( $\sigma_B$ ) для всех исследуемых состояний металла шва приведены на рис. 2а.

Определено также влияние структурных факторов на изменение статической вязкости разрушения ( $K_{IC}^*$ ) металла шва с различным типом легирования (рис. 3). При этом значения критического коэффициента интенсивности напряжений  $K_{IC}^*$  определяли по зависимости Краффта [10]:

$$K_{IC}^* = \sqrt{2E\sigma_T\delta_k}, \quad (3)$$

где  $E$  – модуль Юнга;  $\sigma_T$  – предел текучести ( $\sigma_T = \sum \sigma_{0,2}$ );  $\delta_k$  – значение критического раскрытия трещины, полученное по данным фрактографического анализа изломов с учетом размера фасеток (или ямок) на поверхности разрушения. Установлено, что при легировании скандием для металла шва непосредственно после сварки (наряду с повышением предела текучести) параметр  $K_{IC}^*$  снижается в среднем на 5% и составляет 35...43 МПа $\cdot\sqrt{м}$  (рис. 3). После старения ситуация аналогичная: он снижается в среднем на 6% (до 32...41 МПа $\cdot\sqrt{м}$ ). Отжиг более существенно изменяет параметр  $K_{IC}^*$  металла без скандия: он снижается на ~25% по сравнению с таковым после сварки. При легировании скандием вязкость разрушения  $K_{IC}^*$  практически не меняется, а прочность еще больше повышается, что

свидетельствует об оптимальном сочетании ресурсных характеристик таких сварных соединений (рис. 2 и 3).

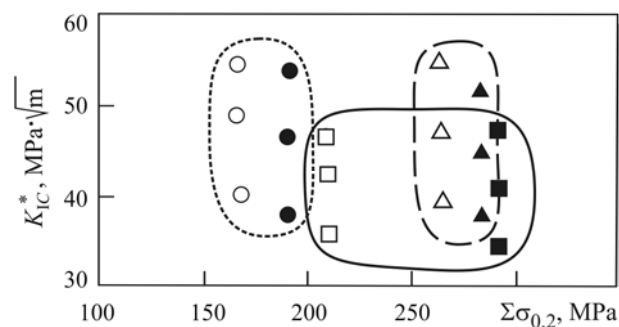


Рис. 3. Диаграммы конструкционной прочности [10] металла шва без (светлые символы) и со скандием (темные) после сварки (O, ●), старения (Δ, ▲) и отжига (□, ■).

Fig. 3. Diagrams of structural strength [10] of weld metal without Sc (light symbols) and with Sc (dark symbols) after welding (O, ●), aging (Δ, ▲) and annealing (□, ■).

Исследованиями тонкой структуры отожженного металла шва и после динамического нагружения установлено следующее. В металле без скандия распределение дислокаций неравномерное с четкой локализацией деформации, когда его структурное состояние становится неустойчивым. Это проявляется в лавинообразном безбарьерном течении металла, о чем свидетельствуют мощные системы скольжения и полосы сдвига (ПС) (рис. 4a). При этом наблюдается значительная неравномерность в распределении плотности дислокаций ( $\rho$ ) вдоль ПС, где  $\rho = 10^8 \dots 2 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$  (область внутри ПС) и  $\rho = 8 \cdot 10^{10} \dots 2 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$  (непосредственно вдоль полосовых границ), что приводит к формированию резких градиентов локальных внутренних напряжений ( $\Delta\tau_j$ ). Оценивая значения  $\tau_j$ , обусловленные дислокациями [11], выявили, что полосовые границы – это протяженные локальные концентраторы внутренних напряжений, где  $\tau_j = 600 \dots 1500 \text{ MPa}$ . Во внутренних объемах ПС значения  $\tau_j$  резко снижаются (практически на два порядка) до  $5 \dots 15 \text{ MPa}$  (рис. 5a). В итоге после динамического нагружения металла шва без скандия вдоль ПС формируется резкий градиент ( $\Delta\tau_j = 590 \dots 1480 \text{ MPa}$ ) локальных внутренних напряжений, способствующих трещинообразованию.

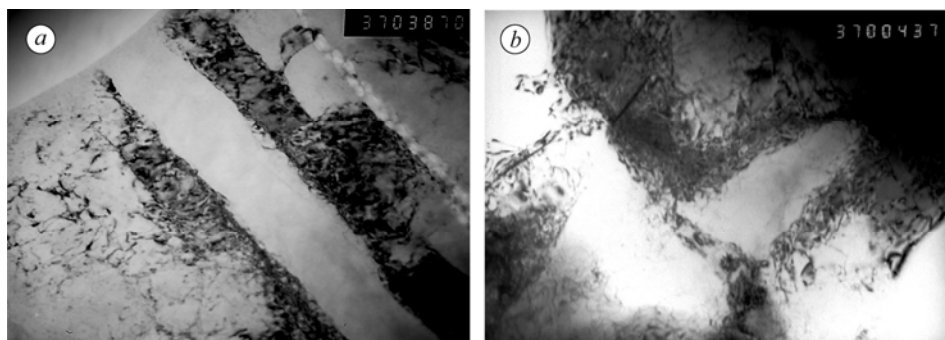


Рис. 4. Тонкая структура отожженного металла шва без (a) и со скандием (b) после динамического нагружения ( $\times 37000$ ).

Fig. 4. Fine structure of annealed weld metal without Sc (a) and with Sc (b) after dynamic loading ( $\times 37000$ ).

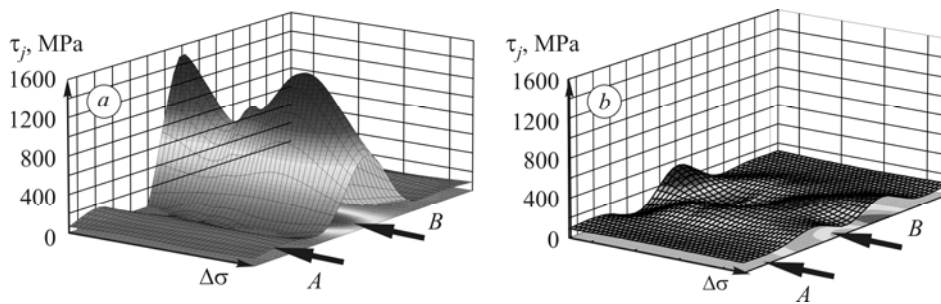


Рис. 5. Распределение локальных внутренних напряжений ( $\tau_j$ ) в отожженном металле шва ( $a$  – присадочная проволока Св1201;  $b$  – Св1201 + 0,5% Sc) после внешнего динамического нагружения:  $A$  – внутри полос сдвига;  $B$  – на их границах.

Fig. 5. Distribution of local internal stresses ( $\tau_j$ ) in annealed weld metal ( $a$  – filler wire Св1201;  $b$  – Св1201 + 0.5% Sc) after external dynamic loading:  $A$  – slip band body;  $B$  – slip band boundary.

В легированном скандием металле шва при аналогичных условиях динамического нагружения формируется иная структура: более измельченная (фрагментированная) с равномерным (без значительных градиентов) распределением дислокаций (рис. 4*b*). При этом наблюдается устойчивое блокирование мощных систем скольжения интерметаллидными выделениями особого типа (со скандийсодержащими составляющими) (рис. 5*b*). Именно эти фазы способствуют фрагментации структуры, а следовательно, более равномерному распределению внутренних напряжений в металле шва (рис. 5*b*), а также пластической релаксации внутренних напряжений вследствие реализации дополнительных ротационных механизмов, что подтверждает вязкий характер разрушения соединений.

### ВЫВОДЫ

Выявлено, что сварочная проволока Св2101+0,5Sc существенно изменяет структурно-фазовое состояние металла шва сварных соединений алюминиевого сплава 1460. В частности, диспергируются вторичные фазы, зеренная и субзеренная структуры матрицы, увеличивается плотность дислокаций при их равномерном распределении, активизируются процессы формирования субструктур во внутренних объемах зерен, измельчаются зернограницные эвтектики и уменьшается их объемная доля.

Аналитическими оценками вклада различных структурно-фазовых параметров в изменение характеристик прочности ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ) и трещиностойкости ( $K_{IC}^*$ ) исследуемых сварных соединений установлено, что легирование скандием способствует повышению общего (интегрального) значения предела текучести ( $\Sigma\sigma_{0,2}$ ) металла после сварки и последующих термообработок. Наибольший вклад в упрочнение вносят выделения интерметаллидов, а минимальный – дислокационная плотность. Оптимальное сочетание прочности и вязкости разрушения получено после отжига (350°C, 1 h). Легирование скандием способствует фрагментации мощных полос сдвига и более равномерному распределению локальных внутренних напряжений, формирующихся в металле шва в условиях динамических нагружений, что обеспечивает трещиностойкость сварного соединения.

**РЕЗЮМЕ.** Використано комплексний експериментально-аналітичний підхід для оцінки механічних властивостей зварних з'єднань складнолегованого сплаву 1460 системи Al–Cu–Li, виконаних аргонодуговим зварюванням (присадкові дроти Св1201 та Св1201 + 0,5% Sc). Визначено вплив структурних факторів (хімічного і фазового складу, зеренної, субзеренної і дислокаційної структур) на механічні властивості (міцність, пласт-

тичність, тріщиностійкість) металу шва цих зварних з'єднань, а також структурно-фазового стану на концентрацію внутрішніх напружень за легування металу скандієм.

*SUMMARY.* The complex experimental-analytical approach to evaluation of the mechanical properties of welded joints made of complex-alloyed 1460 alloy of Al–Cu–Li system prepared by argon-arc welding (filler wires Св1201 and Св1201 + 0.5% Sc) is used. The properties (strength, plasticity, crack growth resistance) due to the influence of the structure-phase conditions of weld metal and also the formation of internal stress concentration and mechanisms of its relaxation are determined considering specific contribution of structural factors, namely chemical (scandium content) and phase composition, grain, sub-grain and dislocation structure as well as phase precipitations forming.

1. *Критерий* оценки механических свойств соединений разнородных материалов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова // Сб. Междунар. конф. “Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах”, 16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым (Украина). – К.: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2002. – С. 107–113.
2. *Алюминий-литиевые* сплавы. Структура и свойства / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина и др. – К.: Наук. думка, 1992. – 192 с.
3. *Давыдов В. Г., Елагин В. И., Захаров В. В.* Исследования ВИЛСа в области повышения свойств качества и технологичности полуфабрикатов из алюминиевых сплавов // *Технология легких сплавов.* – 2001. – № 5–6. – С. 6–16.
4. *Захаров В. В.* Некоторые проблемы использования алюминиево-литиевых сплавов // *Металловедение и терм. обработка металлов.* – 2003. – № 2. – С. 8–14.
5. *Влияние* добавок скандия на тонкую структуру металла шва соединений алюминиево-го сплава 1460 / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. Я. Ищенко и др. // *Автомат. сварка.* – 2006. – № 2. – С. 22–28.
6. *Влияние* добавок скандия на структурно-фазовое состояние металла шва соединений алюминиевых сплавов после термообработки / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. В. Лозовская и др. // *Там же.* – 2006. – № 6. – С. 9–14.
7. *Конрад Г.* Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // *Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л. К. Гордиенко.* – М.: Металлургия, 1973. – С. 206–219.
8. *Petch N. J.* The cleavage strength of polycrystalline // *J. Iron and Steel Inst.* – 1953. – **173**, № 1. – P. 25–28.
9. *Келли А., Николсон Р.* Дисперсионное твердение. – М.: Металлургия, 1966. – 187 с.
10. *Романив О. Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
11. *Теоретическое* и экспериментальное исследование дисклиний / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова и др. – Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. – С. 116–126.

*Получено 22.07.2013*