

*В.В. АНТИПОВ, Н.И. КОЛОБНЕВ, Л.Б. ХОХЛАТОВА*

## **РАЗВИТИЕ АЛЮМИНИЙЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ И МНОГОСТУПЕНЧАТЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Разработка и исследование алюминиевых сплавов, легированных литием, начались в 60-х годах прошлого века, и за этот период специалисты ВИАМ приобрели фундаментальные знания о природе алюминийлитиевых сплавов и большой опыт по освоению промышленного производства различных полуфабрикатов и их применению.

Алюминийлитиевые сплавы, созданные на базе систем легирования Al–Mg–Li, Al–Cu–Li и Al–Cu–Mg–Li, характеризуются пониженной плотностью, повышенной жесткостью, являются альтернативой основным конструкционным алюминиевым сплавам (1163, В95) и превосходят их по прочностным и ресурсным характеристикам, по свариваемости и коррозионной стойкости. Вслед за Россией начались работы по алюминийлитиевым сплавам и за рубежом, но только на базе двух последних систем легирования.

При создании сплавов с содержанием 2,1–2,8% лития преследовали цель достижения максимальной удельной прочности. Однако при освоении этих сплавов потребовалось повысить технологичность при изготовлении полуфабрикатов, особенно при изготовлении холоднокатаных листов.

Дальнейшее развитие алюминийлитиевых сплавов базировалось на опыте, приобретенном при освоении технологических процессов изготовления полуфабрикатов и деталей из них, и проходило по трем направлениям с целью повышения технологичности, характеристик пластичности и вязкости разрушения:

- корректировка химического состава сплавов с некоторым понижением содержания лития и дополнительным легированием элементами, влияющими на формирование зеренной структуры (Zr, Sc и др.), на интенсивность и морфологию выделений упрочняющих фаз при термической обработке (Ag, Zn и др.);

- оптимизация технологических процессов на каждом этапе изготовления полуфабрикатов, в частности, режимы гомогенизации, горячей деформации и промежуточной термической обработки в процессе холодной деформации и т.д.;

- разработка режимов многоступенчатой термической обработки, которая является мощным фактором воздействия на уровень основных ресурсных характеристик сложнолегированных сплавов [1].

Металлургическое производство алюминийлитиевых сплавов осваивалось в тесном сотрудничестве с Каменск-Уральским металлургическим заводом, который является единственным обладателем плавильно-литейного агрегата по отливке слитков из алюминиевых сплавов, легированных литием. В результате были созданы алюминийлитиевые сплавы третьего поколения и технологии их обработки: сплавы средней прочности (1441, 1424) и высокопрочные сплавы (В-1461, В-1469). Сплавы 1424 и В-1461 дополнительно легированы цинком, сплав В-1469 – серебром. Дополнительное легирование Al–Li сплавов серебром и цинком приводит к повышению величины несоответствия решеток (мисфита) матрицы и метастабильной фазы  $\delta'$ , что сопровождается увеличением

прочности и пластичности сплавов вследствие роста величины когерентных деформаций при выделении  $\delta'$ -фазы [2].

Введение Ag и Zn в сплав уменьшает растворимость лития в алюминии, при этом область существования упрочняющей  $\delta'$ -фазы или зон Гинье-Престона (ГП) медьсодержащих фаз сдвигается в область более высоких температур, замедляется их образование. Кроме того, серебро образует с алюминием дополнительную упрочняющую фазу, которая компенсирует возможное снижение прочности сплавов из-за некоторого снижения содержания лития. Дополнительное легирование цирконием и скандием и другими антирекристаллизаторами улучшает структуру слитков и полуфабрикатов, повышает технологичность при сварке.

Разработку режимов обработки слитков, горячей и холодной деформации проводили на базе глубоких исследований фазовых и структурных превращений в процессе производства полуфабрикатов. Эти разработки позволили получать полуфабрикаты с заданными структурой и свойствами. Так, холодная прокатка сплава 1424\* в отожженном (гетерогенном) состоянии позволяет предотвратить появление полос скольжения и обеспечить формирование равномерной почти полностью рекристаллизованной структуры в листах толщиной 1,2–2 мм [3]. Такая структура обеспечивает изотропность свойств при растяжении и высокую технологичность при холодной штамповке. Тонкие листы из сплава 1424 с нерекристаллизованной структурой обладают эффектом сверхпластичности в интервале температур 500–515°C и скоростей деформации  $(8-10) \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ : относительное удлинение при растяжении достигает 500–800% [4]. Динамической рекристаллизации в процессе сверхпластической деформации с образованием равномерной мелкозернистой структуры в сплаве 1424 способствует дополнительное легирование скандием.

В результате исследования распада пересыщенного твердого раствора для всех сплавов построены диаграммы фазовых превращений при старении, определены температурно-временные области существования различных упрочняющих фаз. Эти исследования являются основой для разработки многоступенчатых режимов.

В промышленных сплавах различных систем легирования большую роль в упрочнении играет когерентная сферическая метастабильная фаза  $\text{Al}_3\text{Li}$  ( $\delta'$ ), область существования которой находится в температурном интервале от 20 до 250°C. В Al–Li сплавах фаза  $\delta'$  обычно зарождается в матрице гомогенно. В многокомпонентных сплавах эта фаза имеет необычный характер зарождения на межфазной границе матрицы и другой фазы – образуются композитные частицы. Композитные частицы представляют собой ядро сферической или пластинчатой формы из фаз  $\text{Al}_3\text{Zr}$ ,  $\text{Al}_3\text{Sc}$ ,  $\theta''$ ,  $\theta'$ , окруженное слоем  $\delta'$ -фазы.

В сплаве 1424 системы Al–Mg–Li–Zn с плотностью 2,54 г/см<sup>3</sup>  $\delta'$ -фаза является практически единственной упрочняющей фазой, выделяющейся в процессе старения. При температурах старения >150°C преимущественно на границах зерен и в зерне выделяется стабильная фаза  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$ , что приводит к понижению характеристик вязкости разрушения и коррозионной стойкости.

\* Разработчики Н.И. Колобнев, Л.Б. Хохлатова, О.К. Колесенкова.

Особенностью сплава 1424 (как и сплава 1420) является необходимость охлаждения при закалке проводить на воздухе (состояние ТГ) или с регламентированной скоростью (от 0,3 до 1°С/с) и применять низкотемпературное старение при 115–125°С для обеспечения лучшего комплекса свойств – прочности, пластичности и коррозионной стойкости. Однако в результате низкотемпературного старения сохраняется высокая степень пересыщения твердого раствора литием и при длительных солнечных нагревах в процессе эксплуатации может происходить дораспад твердого раствора с выделением дисперсной фазы  $\delta'$ , приводящий к дополнительному упрочнению и снижению (до 20–25%) характеристик вязкости разрушения. Для повышения термической стабильности сплавов системы Al–Li–Mg был разработан трехступенчатый режим старения (ТГ1).

На первой ступени старения происходит выделение дисперсных частиц  $\delta'$ -фазы. На второй ступени объемная доля этих частиц увеличивается и становится большей, чем при одноступенчатом старении при аналогичных температурах. Третья ступень старения дополнительно увеличивает количество  $\delta'$ -фазы, уменьшает пересыщение твердого раствора и повышает его устойчивость к последующим длительным низкотемпературным нагревам.

В результате закалки на воздухе и трехступенчатого старения на листах из сплава 1424 обеспечены высокие характеристики трещиностойкости, коррозионной стойкости и термическая стабильность свойств после длительного низкотемпературного нагрева при 85°С до 3000 ч (табл. 1).

Способность закаливаться на воздухе является одним из преимуществ сплава 1424, особенно в тонких сечениях, так как уменьшаются поковки и коробление (по сравнению с закалкой в воде). В частности это позволяет совмещать охлаждение листовой детали после сверхпластической формовки с закалкой и упрощает закалку сварных элементов в случае необходимости. Однако закалка на воздухе из-за критической скорости охлаждения приводит к ограничению по толщинам полуфабрикатов или необходимости организации принудительного охлаждения с использованием вентиляторов, водо-воздушных или полимерных сред.

Таблица 1

Свойства листов из сплава 1424-ТГ1 до и после нагрева при 85°С до 3000 ч

Характеристики	Значения характеристик	
	до нагрева	после нагрева
$\sigma_B$ , МПа	440	465
$\sigma_{0,2}$ , МПа	315	345
$\delta$ , %	8–11	7–10,5
$K_{Ic}^y$ , МПа $\sqrt{м}$ ( $B = 400$ мм)	95	90–98
СРТУ: $dl/dN$ , мм/цикл (при $\Delta K = 31$ МПа $\sqrt{м}$ )	0,76–1,4	0,92–1,56
РСК, балл	2–3	2–3
МКК	Нет	Нет
$\sigma_{кр}$ , МПа	300	300

Таблица 2

Свойства плит толщиной 12 мм из сплава 1424-ТГ1 в зависимости от скорости охлаждения при закалке

Скорость охлаждения, °С/с	Направление вырезки образца	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$ , %	КСУ	КСТ	$K_c^y$ , МПа $\sqrt{м}$ ( $B = 140$ мм)
		МПа			кДж/м <sup>2</sup>		
0,48	Продольное	498	350	12,0	227	76	59,5
	Поперечное	510	330	17,0	170	54	54
0,27	Продольное	500	395	9,0	200	65	57
	Поперечное	520	380	13,5	149	46	53

Сравнительный анализ влияния скорости охлаждения плит в состоянии ТГ1 при закалке с охлаждением на спокойном воздухе ( $v_{\text{охл}} \approx 0,27$  °С/с) и под вентилятором ( $v_{\text{охл}} \approx 0,48$  °С/с) показал, что увеличение скорости охлаждения (в рекомендуемом интервале) приводит к росту относительного удлинения и характеристик вязкости разрушения при сохранении высокой коррозионной стойкости (табл. 2).

Электронно-микроскопическое исследование влияния условий охлаждения при закалке образцов из плиты толщиной 12 мм в двух состояниях Т1 (закалка с 500°С в воде + трехступенчатое старение) и ТГ1 (закалка с 500°С на воздухе со скоростью 0,83°С/с + трехступенчатое старение) показало, что в состоянии Т1 на картинах микродифракции наблюдаются слабые рефлексы стабильной  $S_1$ -фазы и в рефлексе этой фазы видны дисперсные выделения  $S_1$ -фазы размером  $\sim 10 \times 30$  нм, гетерогенно расположенные тонким слоем на границах и субграницах зерен (рис. 1). Непрерывные цепочки выделений интерметаллидных фаз по границам зерен, способствуют зернограничному разрушению, снижая вязкость разрушения и пластичность.

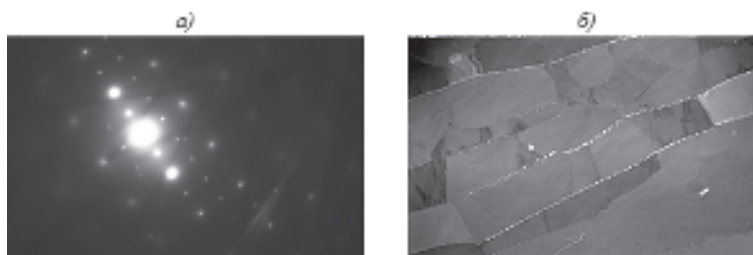
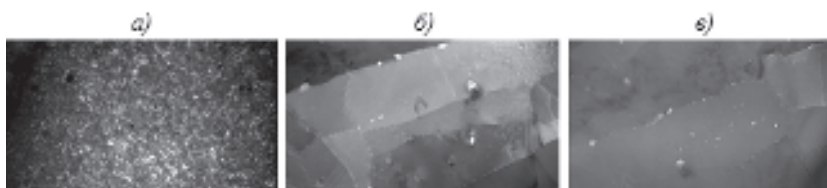


Рис. 1. Микроструктура сплава 1424-ТГ1:  
а – дифракционная картина (ось зоны  $\langle 100 \rangle$  с рефлексами  $S_1$ -фазы); б – темнопольное изображение выделений  $S_1$ -фазы вдоль границы

В состоянии ТГ1 в объеме зерен наблюдаются дисперсные частицы  $\delta'$ -фазы размером  $\sim 4$ – $8$  нм и редкие мелкие частицы фазы  $S_1$ , границы зерен практически свободны от выделений  $S_1$ -фазы (рис. 2).

Способность сплава 1424 закаливаться на воздухе позволила разработать технологию закалки на желобе прессы прессованных профилей и ребристых панелей сложной формы толщиной 20 мм. Изготовленные



**Рис. 2.** Микроструктура (темнопольное изображение) сплава 1424-ТГ1:  
*а* – частицы  $\delta'$ -фазы в объеме зерна; *б*, *в* – выделения  $S_1$ -фазы вдоль границы и в объеме зерна соответственно

по разработанной технологии с закалкой на желобе прессы с воздушным обдувом панели из сплава 1424 в состоянии ТГ2 имеют преимущества по удельной прочности, пределу текучести, модулю упругости, а также по коррозионной стойкости (по сравнению с серийным сплавом 1163-Т) и ударной вязкости и малоциклового усталости (в сравнении со сплавом 1420-ТГ1) (табл. 3).

Таблица 3

Свойства прессованных панелей из сплава 1424-ТГ1  
 по сравнению со сплавами 1163-Т и 1420-ТГ1

Сплав	$E$ , ГПа	$\sigma_B/d$ , км (усл. ед.)	МЦУ: $N$ , кцикл (при $\sigma_{\max} = 157$ МПа; $R = 0,1$ ; $f = 5$ Гц)	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	КСУ, кДж/м <sup>2</sup>	РСК, балл
1424-ТГ2	79	19	159	355	11	154	2
1163-Т	72	16,5	–	335	10	–	5–8
1420-ТГ1	77	14,5	75	255	7	83	2

Особый интерес представляют высокопрочные алюминийлитиевые сплавы с высокой удельной прочностью В-1461 и В-1469, разработанные в качестве альтернативы сплаву В950.ч.-Т2.

Высокопрочный свариваемый сплав В-1461\* системы Al–Cu–Li–Zn отличается от сплава В950.ч.-Т2 пониженной плотностью (2,63 г/см<sup>3</sup>), повышенными модулем упругости (79–80 ГПа), характеристиками прочности, коррозионной стойкости и жаропрочности. При изготовлении и термической обработке различных полуфабрикатов (плит, листов, прессованных профилей и панелей) из сплава В-1461 в зависимости от применяемой технологии формируется различная зеренная структура.

Холоднокатанные листы из сплава В-1461 могут иметь как полностью рекристаллизованную структуру с размером зерен 50–60 мкм и минимальной анизотропией механических свойств, так и преимущественно нерекристаллизованную с обратной анизотропией свойств при растяжении (рис. 3).

Разработанный ранее режим двухступенчатого старения для сплава В-1461 обеспечил наилучшее сочетание прочностных свойств и относительного удлинения и снижение анизотропии свойств по сравнению с одноступенчатым старением [5]. Дальнейшие исследования влияния режимов термической обработки листов, плит и прессованных панелей из сплава В-1461, с учетом их зеренной структуры и текстуры, на измене-

\* Разработчики Н.И. Колобнев, Л.Б. Хохлатова, М.С. Оглодков.



ние фазового состава, морфологию выделения упрочняющих фаз и комплекс свойств позволило оптимизировать режимы многоступенчатого старения, обеспечивающие повышение характеристик вязкости разрушения при незначительном снижении прочностных характеристик.

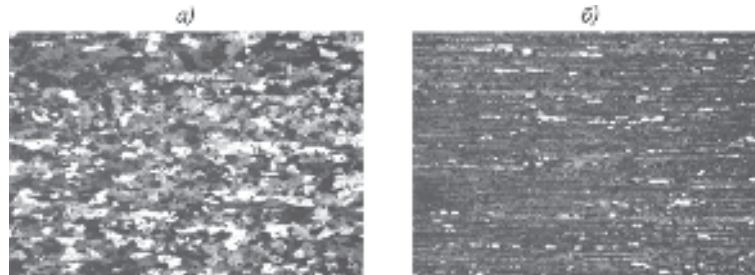


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 50$ ) листов из сплава В-1461-БТ1 толщиной 1,5 (а) и 2,5 мм (б) в поперечном направлении

По результатам темнопольной электронной микроскопии в сплаве В-1461 определены температурно-временные области существования упрочняющих фаз:  $\delta'$ ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ),  $T'_1$  и  $T_1$ ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ),  $S'$ ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ),  $\theta'$ ( $\text{CuAl}_2$ ) при старении и показано, что большинство из них гетерогенно зарождаются на дислокациях, субграницах и границах зерен [6, 7]. Выбор режимов каждой ступени при разработке многоступенчатого старения проводили с использованием построенной ранее диаграммы фазовых превращений при одноступенчатом старении (ДФПС).

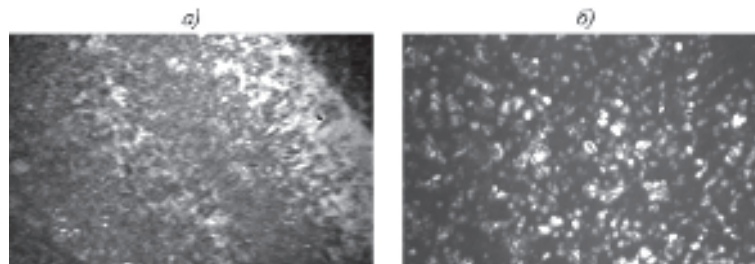


Рис. 4. Темнопольные изображения  $\theta'$ -фазы (а) и частиц  $\delta'/\theta'$  (б, в рефлексе  $\delta'$ -фазы) после старения сплава В-1461 по режиму ТХ

При разработке многоступенчатого режима старения с целью повышения характеристик вязкости разрушения и трещиностойкости плит было установлено, что необходимо снижать температуру и увеличивать длительность ступенчатого старения (режим ТХ). При этом происходит изменение морфологии выделений фаз  $\delta'$ ,  $T'_1$ ,  $S'$ ,  $\theta'$ : высокая плотность гомогенных выделений  $\delta'$ - и  $\theta'$ -фаз предотвращает неблагоприятное выделение  $T'_1$ - и  $S'$ -фаз по границам зерен (рис. 4). Наблюдается существенно большее количество выделений  $\theta'$ -фазы с размером не более 30 нм и отдельные композитные частицы  $\delta'/\theta'$ . Характер выделений  $T'_1$ -фазы не изменился по сравнению с режимом на максимальную прочность, но уменьшилась плотность выделений как внутри зерна, так и на субграницах и размер частиц на субграницах (рис. 5).

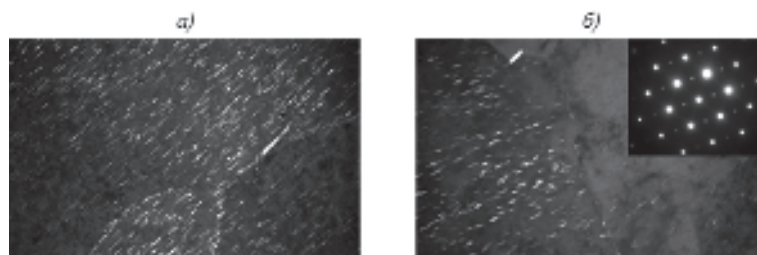


Рис. 5. Изображения субграниц (а) и границы зерна (б) с выделениями  $T_1'$ -фазы после старения сплава В-1461 по режиму ТХ

Такое старение обеспечивает высокий уровень ресурсных характеристик (табл. 4) при небольшом снижении прочностных свойств ( $\sigma_B \geq 540$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 490$  МПа) и квот превосходства по сравнению со сплавом В950.ч.-Т2 – от 6 до 36% (табл. 5). Плиты из американского сплава-аналога 2099-Т8Е67 фирмы «Алсоа» уступают плитам из сплава В-1461 по прочностным свойствам.

Таблица 4

Характеристики вязкости разрушения, трещиностойкости и малоциклового усталости плит из сплава В-1461-ТХ толщиной 40–60 мм

Направление вырезки образца	КСУ	КСТ	$K_{1c}$	$K_c^y$ ( $B = 140$ мм)	СРТУ: $dl/dN$ , мм/цикл (при $\Delta K = 31$ МПа $\sqrt{м}$ )	МЦУ: $N$ , цикл (при $\sigma_{max} = 157$ МПа; $K_t = 2,6$ ; $R = 0,1$ ; $f = 5$ Гц)
	кДж/м <sup>2</sup>		МПа $\sqrt{м}$			
ДП	183	62	47	69–74	1,67	173–372
ЦД	171	50,5	34	70–75	1,77	134–230

Таблица 5

Квоты превосходства плит из сплава В-1461 по сравнению с плитами из серийного сплава В950.ч.-Т2 и свойства плит из сплава 2099-Т8Е67

Характеристики	Значения свойств			
	В-1461-ТХ	Сплавы-аналоги		
		В950.ч.-Т2	Квоты превосходства, %	2099-Т8Е67 (фирма «Алсоа»)
Плотность ( $d$ ), кг/м <sup>3</sup>	2630	2850	7,5	2630
$E$ , ГПа	77	72	7	78
$\sigma_B$ , МПа	540	510	6	490
$\sigma_B/d$ , км (усл. ед.)	20	18	11	19
$\sigma_{0,2}$ , МПа	490	430	14	410
$K_{1c}$ , МПа $\sqrt{м}$	47	36	36	–
$\sigma_B^{150^\circ}$ , МПа	355	320	11	–
$\sigma_{0,2}^{150^\circ}$ , МПа	320	285	12	–

Таблица 6

**Свойства прессованных панелей из сплава В-1461-ТХ  
в сравнении со сплавом В950.ч.-Т2**

Сплав	E, ГПа	$\sigma_B/d$ , км (усл. ед.)	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$ , %	РСК, балл
			МПа			
В-1461-ТХ	78	20,5	540	490	9	2
В950.ч.-Т2	72	17,5	500	430	8	5

Режим старения ТХ позволяет получить более высокие значения ударной вязкости и вязкости разрушения в условиях плоского напряженного состояния на ребристых панелях с толщиной полотна 20 мм при таком же уровне прочностных свойств, что и на плитах толщиной 40–60 мм:  $\sigma_B \geq 540$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 490$  МПа,  $\delta \geq 9\%$ ,  $KCU = 215$  кДж/м<sup>2</sup>,  $K_c^y = 73$  МПа $\sqrt{м}$  ( $B = 140$  мм). Прессованные панели сложной конфигурации из высокопрочного коррозионностойкого сплава В-1461-ТХ, изготовленные по разработанной технологии, являются альтернативой для замены сплава В950.ч.-Т2 (табл. 6).

При исследовании сварных соединений (толщиной 2–3 мм), изготовленных из сплавов В-1461 и 1424 методом автоматической аргоно-дуговой сварки по двум схемам: сварка после упрочняющей термической обработки, без дополнительной и с дополнительной упрочняющей термической обработкой после сварки, показано положительное влияние полной упрочняющей термической обработки после сварки на прочность, пластичность и ударную вязкость (табл. 7).

Таблица 7

**Механические свойства сварных соединений (толщиной 2–3 мм),  
выполненных ААрДЭС, из сплавов В-1461 и 1424**

Сплав	Присадочная проволока	Термообработка после сварки (режим)	$\sigma_{B,св}$ , МПа	$\alpha$ , град	KCU, кДж/м <sup>2</sup>	
					по шву	по зоне сплавления
В-1461-ТХ	Св-1217	Без термообработки ТХ	342	46	134	76
			455	69	212	188
1424-ТГ1	Св-1597	Без термообработки	335	71	222	135
	Св-АМг63	То же ТГ1	347 422	61 89	223 330	99 250

Алюминийлитиевые сплавы 1424, В-1461 и В-1469 свариваются всеми видами сварки, однако следует отметить, что сплав 1424 является наиболее технологичным при сварке и отличается меньшим разупрочнением при сварке:  $\sigma_{B,св}/\sigma_B = 0,75–0,95$ . Так как сплав 1424 закаливается на воздухе, то и полная упрочняющая обработка после сварки для конструктивных элементов из этого сплава менее трудоемкая.



Высокопрочный коррозионностойкий свариваемый сплав В-1469\* повышенной плотности ( $d = 2,67 \text{ г/см}^3$ ) на основе системы Al–Cu–Li–Mg, легированный Ag, Zr и Sc, по удельной прочности превосходит все существующие алюминиевые деформируемые сплавы. Сплав технологичен при литье и обработке давлением, что позволяет получать из него все виды полуфабрикатов. К настоящему времени освоено промышленное производство листов толщиной 0,8–6,0 мм, плит толщиной 35 мм, пресованных профилей различного сечения и раскатных колец.

Исследование микротекстурного состояния листов из сплава В-1469 при оптимизации режимов прокатки с целью снижения анизотропии свойств показало, что прокатка при температуре  $385 \pm 5^\circ\text{C}$  подавляет процессы собирательной рекристаллизации, способствует развитию двухкомпонентной текстуры, содержащей ориентировки типа  $\{110\}\langle 112\rangle$  и  $\{113\}\langle 332\rangle \div \{112\}\langle 111\rangle$ . Это повышает изотропность материала по характеристикам пластичности и пределу текучести.

Установлено, что в ориентировку  $\{113\}$  вносит вклад фракция зерен, сформировавшихся в результате рекристаллизации «на месте», обеспечивающая улучшение пластических свойств.

В результате микроскопических и рентгенофазовых исследований образцов из внутренних слоев листов установлено равномерное выделение упрочняющих  $\theta'(\text{CuAl}_2)$ - и  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ -фаз в объеме зерен, что стимулирует их фрагментацию (рис. 6) [4].

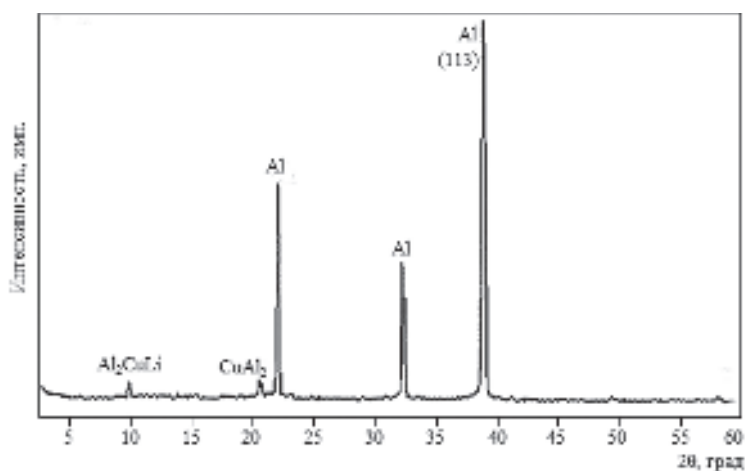


Рис. 6. Участок дифрактограммы (МРСА) для сплава В-1469 (лист) с рефлексами Al матрицы и упрочняющих фаз  $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ,  $\text{CuAl}_2$

В 2007 году впервые в условиях промышленного металлургического производства проведена плавка сплава В-1469 на плавильно-литейном агрегате массой 8 т в составе индукционной тигельной печи и вакуумного миксера, отлиты полунепрерывным методом плоские и цилиндрические слитки, из которых были изготовлены опытно-промышленные партии полуфабрикатов [8].

\* Разработчики О.Е. Грушко, Г.Г. Клочков, Ю.Ю. Клочкова.

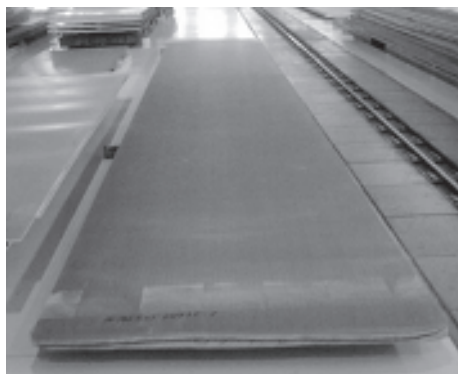


Рис. 7. Плита из сплава В-1469

Ультразвуковой контроль иммерсионным методом на автоматизированной установке не выявил внутренних дефектов в плите (рис. 7); не обнаружены эхо-сигналы от дефектов, равных или превышающих по амплитуде эхо-сигналы от плоскодонного отражателя диаметром 1,2 мм. Микроструктура плит – тонковолокнистая (рис. 8). В значительной части зерен просматривается внутреннее строение в виде мелких субзерен. Количество избыточных нерастворившихся фаз незначительно, грубые интерметаллидные включения отсутствуют. Механические свойства плит в продольном (Д) и поперечном (П) направлениях приведены в табл. 8.

Таблица 8

Механические свойства при растяжении плит из сплава В-1469 толщиной 35 мм

Направление вырезки образца	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta_5, \%$	$\sigma_{B.отв}/\sigma_B$	МЦУ: $N$ , кцикл ( $\sigma_{max} = 157$ МПа; $K_t = 2,6$ ; $f = 40$ Гц; $R = 0,1$ )
	МПа				
Д	580	550	8,7	1,0	>315
П	570	540	7,2	–	–

Склонность к РСК плит составила 3 балла, МКК – от 0,07 до 0,11 мм. При испытании на коррозионное растрескивание (КР) образцы-кольца, вырезанные в направлении ВД, простояли без разрушения при напряжении 350 МПа.

Листы толщиной 0,8–3 мм изготовлены холодной рулонной прокаткой из горячекатаного рулона толщиной 7 мм с одним промежуточным отжигом без плакировки. При прокатке сплав В-1469 показал себя высоко-



Рис. 8. Микроструктура ( $\times 200$ ) плиты из сплава В-1469

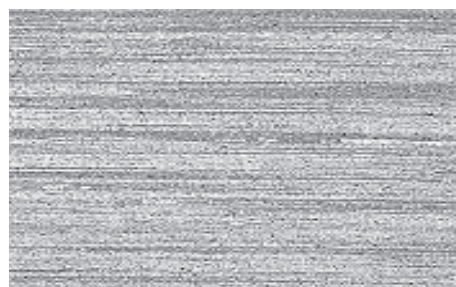


Рис. 9. Микроструктура ( $\times 200$ ) листов толщиной 2,5 мм из сплава В-1469-Т1

котехнологичным, что позволило прокатать листы до толщины 0,35 мм (аналогично сплаву 1441\*).

Микроструктура листов – тонковолокнистая, с расположенными по границам зерен мелкодисперсными фазовыми составляющими (рис. 9). Механические свойства при растяжении листов при комнатной и повышенных температурах приведены в табл. 9.

Таблица 9

**Механические свойства при растяжении при комнатной и повышенных температурах листов толщиной 1,5–3 мм из сплава В-1469**

Температура испытания, °С	Направление вырезки образца	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta_5, \%$
		МПа		
20	Д	590	560	9,0
	П	560	530	10,0
125	Д	545	520	13,0
150	Д	530	500	15,0

Свойства листов при повышении температуры испытаний от 125 до 150°С, монотонно снижаясь, остаются на достаточно высоком уровне. Определены свойства при сжатии: модуль нормальной упругости  $E_{сж} = 80\text{--}81$  ГПа, условный предел текучести  $\sigma_{0,2сж} = 565$  МПа.

Малоцикловая усталость (МЦУ) определена при осевой нагрузке на полосу с отверстием (концентратор напряжения  $K_t = 2,6$ , частота  $f = 40$  Гц, коэффициент асимметрии  $R = 0,1$ ) и оценена количеством циклов нагружения  $N$ : при максимальном нагружении цикла  $\sigma_{\max}^{\text{нетто}} = 157$  МПа –  $N_{ср} > 300$  кцикл (образцы сняты без разрушения). Оценка чувствительности к отверстию ( $\sigma_{в.отв}/\sigma_B$ ) листов сплава В-1469-Т1 при испытании на растяжение образцов с отверстием ( $K_t = 2,6$ ) показала, что листы из сплава В-1469 практически не чувствительны к концентратору, так как отношение  $\sigma_{в.отв}/\sigma_B$  составило  $\sim 1$ .

Критический коэффициент интенсивности напряжений в условиях плосконапряженного состояния  $K_c^Y$  (при  $B = 200$  мм) составил  $70$  МПа $\sqrt{м}$  в направлении ДП.

Листы отличаются высокой коррозионной стойкостью: глубина межкристаллитной коррозии (МКК) составила  $0,07\text{--}0,14$  мм, расслаивающая коррозия (РСК) оценена 3 баллом. При исследовании склонности к коррозионному растрескиванию (КР) на установке «Сигнал» образцы, вырезанные в поперечном направлении, простояли более 45 сут без разрушения при напряжении 400 МПа.

При изготовлении прессованные профили отлично распрессовывались при скорости прессования до 1 м/мин, имели удовлетворительную геометрию и качество поверхности. Микроструктура в поверхностных и центральных слоях представляет собой тонкую волокнистую субзеренную структуру на периферии и более крупнозернистую в центре (рис. 10).

\* Разработчики В.В. Антипов, Р.О. Вахромов, В.И. Попов, Ю.С. Оглодкова.

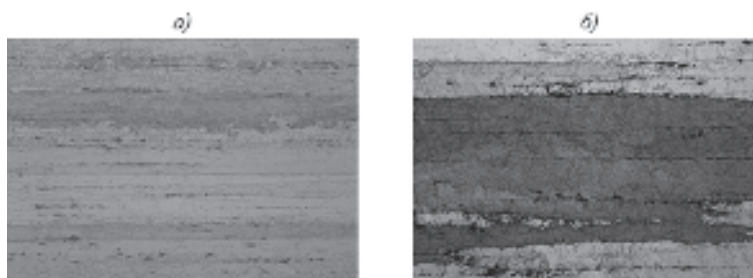


Рис. 10. Микроструктура периферийной (а) и центральной зон (б) профиля с выходного конца

Механические свойства при растяжении профилей при комнатной температуре приведены в табл. 10.

Вязкость разрушения  $K_{1c}$  в направлении ПД составляет  $24,7 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ , в направлении ВД –  $K_{1c} = 23,2 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ .

Таблица 10

Механические свойства при растяжении прессованных профилей

Толщина полки, мм	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$ , %
	МПа		
До 40	580	550	8,0
Св. 40 до 80	620	590	10,0

Таблица 11

Механические свойства раскатных колец

Направление вырезки образца	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta_5$ , %
	МПа		
Хордовое (Д)	500	445	10,0
Радиальное (П)	480	420	4,6
Осевое (В)	495	450	4,5

Прессованные профили, как и листы, обладают высокой коррозионной стойкостью: МКК – до 0,14 мм, РСК: 3 балл. При определении склонности к коррозионному растрескиванию (КР) на установке «Сигнал» образцы простояли более 45 сут без разрушения при напряжениях 300 и 280 МПа в поперечном и высотном направлениях соответственно.

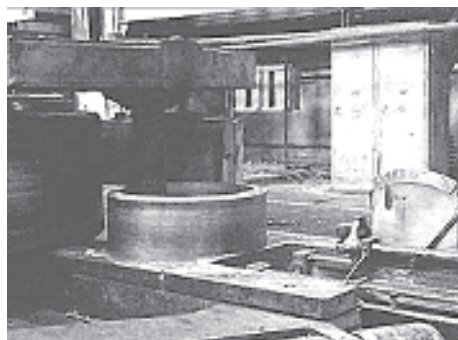


Рис. 11. Раскатка кольца из сплава В-1469

Раскатные кольца размером  $\varnothing 1030/850 \times 320$  мм получены из кованных заготовок размером  $400 \times 650$  мм (рис. 11). Ковка и раскатка раскатных колец проведены без промежуточных отжигов.

Для испытания механических свойств отобраны образцы в хордовом, радиальном и осевом направлениях (табл. 11).

Сплав В-1469 рекомендован для элементов, работающих на сжатие длительно во всеклиматических условиях до температур  $150^\circ\text{C}$  (верх-

ние поверхности крыла, лонжероны, балки, стрингеры и другие детали фюзеляжа). Он может быть эффективно использован в клепаных и сварных конструкциях самолетов, а также ракетно-космической технике. Его применение позволит снизить массу деталей и узлов на 10% – в клепаной и на 20% – в сварной конструкции. Листы толщиной 0,8–1,2 мм внесены в качестве стопперов усталостных трещин (дублеров) в конструкцию самолета МС-21. Сплав В-1469 имеет зарубежные аналоги – сплавы 2195 и 2098 системы Al–Cu–Li, химический состав которых внесен в международный стандарт. По прочностным характеристикам сплав В-1469 не уступает зарубежным аналогам, при этом имеет меньшую анизотропию свойств и более высокие характеристики вязкости.

Для получения наибольшей весовой эффективности в самолетостроении главной задачей на ближайшую перспективу ставится разработка высокопрочных свариваемых алюминийлитиевых сплавов 4-го поколения, легированных Cu, Mg, Zn и редкоземельными элементами, технологий изготовления и термической обработки полуфабрикатов с повышенной вязкостью разрушения и свариваемостью, малой анизотропией свойств по сравнению с существующими Al–Li сплавами.

Алюминийлитиевые сплавы с повышенными характеристиками вязкости разрушения и трещиностойкости могут быть рекомендованы для создания биметаллических материалов с повышенными ресурсными характеристиками.

Дальнейшее развитие получат разработки энергосберегающих технологий сверхпластической формовки, сварки и термической обработки для мозакаливающих сплавов. В работе принимали участие: А.А. Алексеев, Е.А. Лукина, С.А. Каримова, В.Ф. Шамрай.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б.* Поведение Al–Li сплавов при многоступенчатом старении / Труды Международной конф. «Неделя металлов 2001» (Германия). 2001 (эл. версия).
2. *Чуистов К.В.* Старение металлических сплавов. Киев: Академперіодика. 2003. 567 с.
3. *Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Антипов В.В.* Перспективные алюминийлитиевые сплавы для самолетных конструкций // Технология легких сплавов. 2007. № 2. С. 35–38.
4. *Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б.* Алюминийлитиевые сплавы / В кн. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. Юбилейный науч.-техн. сб. 2007. С. 163–171.
5. *Kolobnev N.I., Khokhlatova L.B., Alekseev A.A., Lukina E.A., Samokhvalov S.V.* Aluminum Alloys // ICAA 11 (Germany). 2008. V. 1. P. 234–240.
6. *Оглодков М.С., Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И., Попов В.И.* / В сб. трудов Международ. науч.-техн. конф. «Современные проблемы металловедения сплавов цветных металлов». М.: МИСиС. 2009. С. 119–123.
7. *Оглодков М.С., Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И., Алексеев А.А., Лукина Е.А.* Влияние термомеханической обработки на свойства и структуру сплава системы Al–Cu–Mg–Li–Zn // Авиационные материалы и технологии. 2010. № 4. С. 7–11.
8. *Клочкова Ю.Ю., Грушко О.Е., Ланцова Л.П., Бурляева И.П., Овсянников Б.В.* Освоение в промышленном производстве полуфабрикатов из перспективного алюминийлитиевого сплава В-1469 // Авиационные материалы и технологии. 2011. № 1. С. 8–12.