

ности, имеет высокую производительность и хорошую адаптируемость к массовому производству. Несмотря на рост публикаций, посвященных данной технологии защиты от коррозии, метод до сих пор не нашел широкого применения в отечественном авиастроении. Это связано с тем, что фундаментальные физико-химические вопросы этой технологии не систематизированы. Необходимо изучение физико-химических процессов на границах раздела металл/электролит и закономерностей формирования покрытий методами ЭФО с целью создания защитных покрытий нового поколения.

Созданные в рамках «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» новые материалы с кардинально улучшенным комплексом свойств, энергоэффективные и ресурсосберегающие технологии позволят обеспечить задел для производства конкурентоспособной техники будущего. Применение разработанных материалов позволит обеспечить прорыв в области энергосбережения и весовой эффективности конструкций. Одновременно полученные результаты приведут к развитию новых научных направлений и разработке совершенно новых материалов, обладающих еще более высокими характеристиками.

*В.В. АНТИПОВ, О.Г. СЕНАТОРОВА,
Е.А. ТКАЧЕНКО, Р.О. ВАХРОМОВ*

АЛЮМИНИЕВЫЕ ДЕФОРМИРУЕМЫЕ СПЛАВЫ

Алюминиевые деформируемые сплавы остаются базовыми конструкционными материалами планера современной и перспективной авиационной техники (SSJ-100, Ту-204, Ил-76МД-90, Ан-148, Бе-200, А-380, В-777 и др.) благодаря легкости, удачному комплексу необходимых эксплуатационных характеристик (прочности при растяжении и сжатии, усталости, трещиностойкости, коррозионной стойкости), хорошей технологичности и освоенности в металлургическом и авиационном производствах. Их состав, структура, режимы и методы изготовления полуфабрикатов (начиная от слитков) и деталей продолжают постоянно совершенствоваться и обновляться в соответствии с возрастающими требованиями к конструкциям (весовой эффективности, ресурсу, живучести, надежности, летным характеристикам).

Объем их применения остается большим, особенно для силовых элементов планера, несмотря на «наступление» полимерных материалов, прежде всего углепластиков. Вместе с тем отмечается сохранение или расширение применения алюминиевых сплавов в других отраслях: ракетной технике, атомной энергетике, автомобилестроении, вагоностроении для скоростных поездов, в нефтегазовой и пищевой отраслях.

Следует выделить несколько главных направлений, из которых складывается структура современного развития алюминиевых сплавов: среднепрочные ресурсные и жаропрочные сплавы, высокопрочные сплавы на базе традиционных систем легирования (Al-Cu, Al-Zn-Mg-Cu), легкие и высокомодульные сплавы на базе системы Al-Li пониженной плотности, технологичные средне- и малопрочные сплавы на базе систем Al-Mg-Si и Al-Mg. Сплавы системы Al-Cu-Mg до настоящего времени

широко применяются в планере современных изделий авиационной техники: высокоресурсные – для обшивки фюзеляжа, низа крыла и элементов силового набора, работающих на растяжение; жаропрочные – для зон, подвергающихся длительным эксплуатационным нагревам при температурах до 150°C.

Базовым материалом для обшивки фюзеляжа и низа крыла является сплав 1163 (высокочистый по примесям и с регламентированным содержанием и соотношением легирующих компонентов – Cu, Mg, Mn) в состояниях Т и Т7 в виде листов и плит; за рубежом соответственно сплавы 2524-Т3 и 2324-Т39. Однако в связи с постоянно возрастающими требованиями к ресурсу и надежности этих критических элементов планера требуется повышение уровня характеристик усталостной прочности, пластичности и трещиностойкости материалов, применяемых для их изготовления. Для оптимального раскроя обшивок и уменьшения числа стыков по окружности фюзеляжа требуются также листы больших габаритов (шириной 2200 мм и длиной 9500 мм), чем серийно выпускаемые отечественные листы (шириной <2000 мм и длиной <7200 мм). Поэтом перспективные исследования, проведенные в ВИАМ в области *высокоресурсных сплавов*, были направлены на решение двух основных задач: создание нового высокоресурсного сплава на основе системы Al–Cu–Mg с повышенными на 10–25% характеристиками усталостной прочности, пластичности и трещиностойкости (по сравнению с серийным сплавом 1163); разработку технологии изготовления листов шириной 2200 мм из сплава 1163 с улучшенными служебными характеристиками.

Определен технический уровень и тенденции развития в области высокоресурсных сплавов. Выявлены три основных направления по повышению ресурсных характеристик в сплавах системы Al–Cu–Mg: многокомпонентное микролегирование добавками (Sc, Zr, Cr, V – до 0,15%; Ag – до 0,50%) с целью получения нерекристаллизованной структуры и оптимальной морфологии распада твердого раствора в полуфабрикатах; ограничение содержания примесей (Fe, Si) с целью уменьшения вредных интерметаллидных включений и применение многоступенчатых режимов низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) для получения оптимального структурно-фазового состава полуфабрикатов. В условиях ВИАМ проведены экспериментальные плавки с различным содержанием основных легирующих элементов и малых добавок. Изготовлены холоднокатаные листы толщиной 2 мм, определены их механические и коррозионные свойства. На основании проведенных исследований выбран оптимальный состав, обеспечивающий получение требуемого комплекса свойств. Новому запатентованному сплаву присвоена марка В-1167.

В промышленных условиях ОАО «КУМЗ» разработаны технологические режимы изготовления опытно-промышленных партий листов (толщиной 1,5–3 мм) и плит (толщиной 15–20 мм) из нового алюминиевого сплава В-1167. Полученные полуфабрикаты в состоянии Т (закалка, правка и естественное старение) имеют уровень механических свойств, превышающий уровень свойств сплава 1163 и аналогичного по применению зарубежного сплава 2524 по пределу прочности – на 6%, пределу текучести – на 14% и относительному удлинению – на 20% (табл. 1).

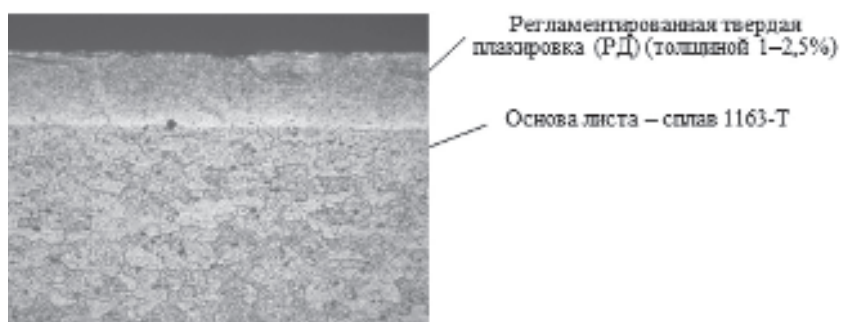
Совместно с ОАО «Ступинская металлургическая компания» из сплава типа 1163 изготовлены крупногабаритные листы (толщина 1,5–4 мм, ширина 2200 мм и длина 9500 мм) с улучшенными служебными харак-

Таблица 1

Сравнительные свойства полуфабрикатов из высокоресурсных сплавов

Свойства	Значения свойств полуфабрикатов					
	Листы			Плиты		
	1163-Т	2524-Т351 (аналог)	В-1167-Т	1163-Т	2124-Т351 (аналог)	В-1167-Т
σ_B , МПа	≥ 425	≥ 420	455–460	≥ 440	≥ 430	480–495
$\sigma_{0,2}$, МПа	≥ 275	≥ 275	340–360	≥ 315	≥ 295	360–380
δ_5 , %	≥ 11	≥ 15	20–25	≥ 12	≥ 14	14–18,5
МЦУ: N_{cp} , кцикл ($\sigma_{max} = 157$ МПа; $f = 5$ Гц; $K_t = 2,6$; $R = 0$)	110	115	194	183	–	264

теристиками, с твердой регламентированной плакировкой. Путем оптимизации составов основы и плакировки по основным элементам и примесям (в рамках марочного состава) уменьшена толщина твердой плакировки (с 4,5 до 2,5%), усовершенствованы технологические параметры на всех этапах технологического цикла изготовления листов. В результате работы получены листы для обшивок (рис. 1) из сплава 1163-РДТ с комплексом свойств, приведенным в табл. 2.

Рис. 1. Микроструктура ($\times 200$) листов из сплава 1163-РДТВ

Применение листов из сплавов В-1167-Т и 1163-РДТ с повышенными на 10–25% характеристиками пластичности, вязкости разрушения, усталостной долговечности (по сравнению со сплавом 1163-АТ) позволяет повысить ресурс и надежность обшивок фюзеляжа современных самолетов.

Ряд участков обшивки и силового набора современных летательных аппаратов эксплуатируются в условиях повышенных температур (зоны вблизи двигателя), где возможен аэродинамический нагрев при высоких скоростях полета. Концепция безопасно повреждаемой конструкции требует применения жаропрочных материалов одновременно с повышенными вязкостью разрушения и усталостной долговечностью при пониженной скорости роста трещины усталости. Новый разработанный в ВИАМ сплав системы Al–Cu–Mg получил марку В-1213. Сплав легирован до-

Таблица 2

Сравнительные характеристики листов толщиной 1,5 мм

Сплав и состояние	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	МЦУ: $N_{ср}$, кцикл ($\sigma_{max} = 157$ МПа; $f = 5$ Гц; $R = 0$)	K_c^y , МПа $\sqrt{м}$ ($B = 750$ мм)	dl/dN , мм/кцикл (при $\Delta K =$ $= 31$ МПа $\sqrt{м}$)
	МПа					
1163-РДТ	≥ 430	≥ 280	≥ 15	169	145	1,8
1163-АТ	≥ 425	≥ 275	≥ 11	110	133	2,2

бавкой серебра, которое имеет высокую предельную растворимость в алюминиевом твердом растворе (55,6% (по массе) при 566°С) [1]. Железо и никель исключены из основных легирующих элементов. Установлено, что в процессе искусственного старения закаленных сплавов системы Al–Cu–Mg–Ag дополнительно образуются упрочняющие матрицу пластинчатые выделения Ω' -фазы, которые медленно коагулируют в процессе нагрева при температурах до 200°С, что обеспечивает повышение характеристик жаропрочности (рис. 2, табл. 3) [2, 3].

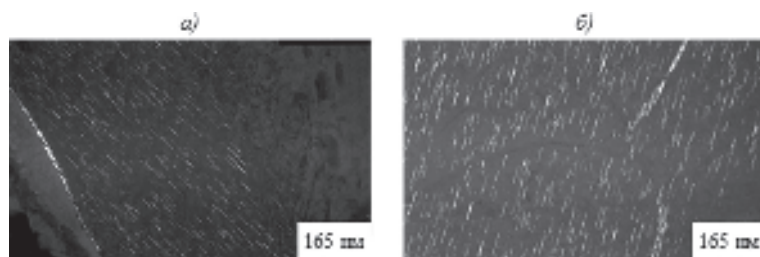


Рис. 2. Темнопольное изображение пластинок Ω' -фазы $(111)_{\alpha}$:

a – выделения фазы внутри зерна и вдоль высокоугловой границы; *б* – выделения фазы внутри зерна и вдоль субграниц

Следует отметить, что полуфабрикаты из сплава В-1213-Т1 имеют высокие значения усталостной долговечности, что характерно для высоко-ресурсных сплавов системы Al–Cu–Mg (табл. 4).

По вязкости разрушения и характеристикам жаропрочности полуфабрикаты из сплава В-1213-Т1 превосходят на 30–40% полуфабрикаты из сплавов АК4-1ч.-Т1, АК4-2ч. (табл. 5).

Высокопрочные и особопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu (наряду со сплавами серии дуралюмин) относятся к основной группе сплавов, широко применяющихся для силовых элементов планера с целью снижения массы благодаря наивысшей удельной прочности (отношение предела прочности к плотности σ_B/d – до 21–24 км (усл. ед.)). Мировая тенденция в развитии авиакосмической техники, особенно проявляющаяся в последнее десятилетие, – использование в конструкциях сплавов со все более возрастающей удельной прочностью. При этом сплавы должны одновременно обладать необходимым уровнем других эксплуатационных свойств: вязкостью разрушения, сопротивлением усталости, коррозионной стойкостью и другими, которые обеспечивают надежность и безопасность эксплуатации конструкции при приемлемой стоимости.

Таблица 3

**Механические свойства при повышенных температурах полуфабрикатов
из сплава В-1213-Т1 (направление Д)**

Полуфабрикат	Температура испытания, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %
		МПа		
Лист	20	485	435	12,0
	150	413	388	18,3
	175	397	373	19,4
Прессованная полоса	20	525	470	11,5
	150	415	405	16,0
	175	365	355	17,5
Штамповка	20	535	475	10,5
	150	425	415	15,0
	175	390	385	17,5

Сплавы предназначены прежде всего для верха крыла, хвостового оперения (обшивки, стрингеры) и массивных элементов внутреннего силового каркаса (шпангоуты, фитинги, нервюры).

Таблица 4

**Характеристики трещиностойкости и усталости полуфабрикатов
из сплава В-1213-Т1 (направление Д)**

Полуфабрикат	Скорость роста трещины усталости		МЦУ	
	K_c^y , МПа $\sqrt{м}$	dl/dN , мм/цикл	σ_{max} , МПа	N_{cp} , цикл ($K_t = 2,6$; $R = 0,1$; $f = 40$ Гц)
Лист	21,7	1,10	157	155
	31,0	2,67	196	70
Прессованная полоса	21,7	1,47	157	158
	31,0	2,91	196	75
Штамповка	21,7	1,25	157	276
	31,0	3,18	196	118

В современных самолетах используются высокопрочные сплавы усовершенствованных составов (особенно по примесям) В95п.ч. и В95о.ч. (зарубежные аналоги – сплавы 7175 и 7475) – для длинномерных катаных и прессованных полуфабрикатов с уровнем свойств: $\sigma_B = 500-550$ МПа, $\sigma_{0,2} = 420-470$ МПа, $K_{1c} = 36$ МПа $\sqrt{м}$; сплав 1933 – для кованных полуфабрикатов с уровнем свойств: $\sigma_B = 450-500$ МПа, $\sigma_{0,2} = 380-440$ МПа, $K_{1c} = 39-44$ МПа $\sqrt{м}$ (за рубежом – сплавы 7050, 7175, 7085); В93п.ч. – для кованных массивных полуфабрикатов с уровнем свойств: $\sigma_B = 410-440$ МПа, $\sigma_{0,2} = 340-400$ МПа, $K_{1c} = 30-34$ МПа $\sqrt{м}$.

Таблица 5

Сравнительные характеристики жаропрочных сплавов

Свойства	Значения свойств для сплавов							
	В-1213-Т1			АК4-1ч.-Т1			АК4-2ч.	
	лист	прессованная полоса	штамп-повка	лист	прессованная полоса	штамп-повка	лист	прессованный профиль
σ_B , МПа	485	525	535	390	390	390	390	410
$\sigma_{0,2}$, МПа	435	470	475	370	325	275	370	355
$\sigma_B^{150^\circ}$, МПа	390	405	420	365	370	—	365	360
$\sigma_{0,2/100}^{150^\circ}$, МПа	335	335	325	225	235	—	225	265
K_c^y , МПа $\sqrt{м}$ ($B = 100$ мм)	70	66	36*	43	—	25*	57	—

* K_{1c} .

Для этих сплавов в основном применяются двухступенчатые Т2 (Т76), Т3 (Т73) и одноступенчатый Т1 (Т6) режимы старения, относительно просто реализуемые на имеющемся оборудовании.

С середины 90-х годов произошел принципиальный поворот к освоению в авиационной технике особопрочных высоколегированных алюминиевых сплавов, которые на 20% по пределу прочности и на 40% по пределу текучести при растяжении и при сжатии превышают традиционные высокопрочные сплавы.

Особопрочный современный сплав В96Ц3п.ч. (1965-1) представляет собой оптимизированную и запатентованную ВИАМ (в том числе в США, Европе, Канаде) композицию системы Al–Zn–Mg–Cu–Zr для длинномерных авиационных катаных и прессованных полуфабрикатов на основе разработанного в 70-х годах для ракетной техники сплава В96Ц3* [4–7].

При участии специалистов ВИАМ освоено производство сплава В96Ц3. Разработка сплавов В96Ц3 и В96Ц3п.ч. существенно опередила появление зарубежных особопрочных сплавов 7055 и 7449, которые были внедрены в 90-х годах в современных самолетах В-777, А-380 [8, 9].

Сплав В96Ц3п.ч. является высоколегированным: сумма главных компонентов (Zn, Mg, Cu) может достигать 12,5% (по массе). При освоении сплава в металлургическом производстве необходимо тщательно контролировать технологический процесс – начиная от отливки крупногабаритных слитков и заканчивая многоступенчатыми режимами старения полуфабрикатов.

Для формирования оптимальной структуры и технологических параметров производства авиационных полуфабрикатов с целью сочетания столь высокого уровня прочности ($\sigma_B > 600$ МПа) с другими необходимыми эксплуатационными характеристиками (усталость, трещиностойкость, коррозионная стойкость) выполнен широкий комплекс научно-исследования

* Сплав разработан под научным руководством И.Н. Фридляндера и Е.И. Кутайцевой.

тельских и технологических работ с привлечением ученых и специалистов из РАН и вузов, с заводов, связанных с разработкой и анализом диаграмм состояния, структурных исследований различными методами (в том числе рентгеноспектральным), кривых дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), тонкой структуры с помощью электронной микроскопии.

Впервые в мировой практике было установлено положительное влияние легирования Zr (вместо Cr и Mn) с целью дополнительного структурного упрочнения, повышения локальной пластичности и прокаливаемости; определено и введено эффективно действующее количество циркония, при котором в слитках не образуются вредные первичные интерметаллиды [10]. Показано, что Zr присутствует в сплаве в виде сферических дисперсоидов Al_3Zr диаметром 15–30 нм (рис. 3, б) [11]. Структура плит – преимущественно нерекристаллизованная, с размером субзерна 1–15 мкм (рис. 3, а), структура прессованных полуфабрикатов – нерекристаллизованная, что обуславливает их наибольшую прочность.

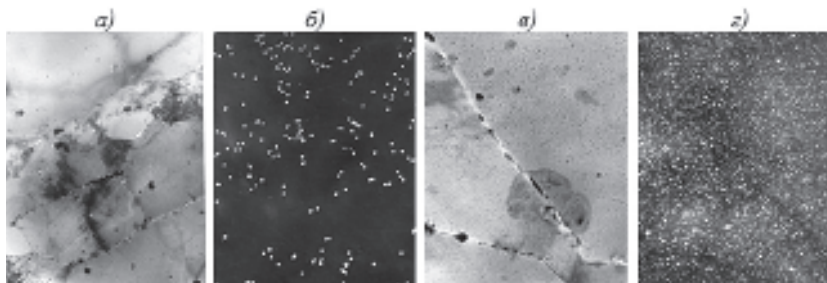


Рис. 3. Субструктура (а, $\times 15000$), дисперсоиды Al_3Zr (б, $\times 45000$), пограничные выделения М-фазы (в, $\times 45000$), тонкодисперсные выделения М'-фазы в зерне (г, $\times 75000$) в плитах из сплава В96ЦЗп.ч.-Т12

Для ограничения в полуфабрикатах до ~2% (объемн.) грубых избыточных интерметаллидов кристаллизационного происхождения, отрицательно влияющих на трещиностойкость и усталость, жестко ограничивается содержание примесей Fe и Si (нерастворимых соединений типа $Al_{23}CuFe_4$) и регулируется содержание Cu, которая может присутствовать в виде избыточной растворимой фазы S (Al_2CuMg) [11, 12]. При прокатке была увеличена однородность деформации, что уменьшило анизотропию зеренной структуры и повысило пластичность изломов (рис. 4).

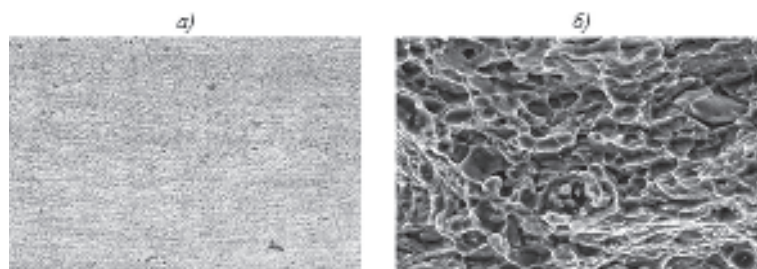


Рис. 4. Структура (а) и ямочный рельеф (б) излома после испытания на K_{1c} плит (толщина 50 мм) из сплава В96ЦЗп.ч.-Т12

Также повышена температура (до 472°C) и однородность закалки плит с помощью освоенного на ОАО «КУМЗ» современного горизонтального агрегата «Эбнер» [13].

В 2007 г. в ВИАМ для сплава В96ЦЗп.ч. разработан новый трехступенчатый режим искусственного старения Т12 (реализованный для всех полуфабрикатов):

- на первой низкотемпературной ступени при 110–125°C достигается максимальная прочность;

- на второй ступени при умеренно повышенных температурах 160–170°C формируются преимущественно пограничные стабильные фазы М с дискретным расположением (рис. 3, в) – для обеспечения стойкости к РСК и КР, с последующим ускоренным регламентированным охлаждением (при выдвигении пода печи, использовании вентилятора) для фиксации определенного пересыщения твердого раствора;

- на третьей низкотемпературной ступени происходит дополнительное упрочнение в результате тонкодисперсных выделений (5–9 нм) фазы М' в зерне (рис. 3, з).

Полуфабрикаты из сплава В96ЦЗп.ч.-Т12 паспортизованы, выпущена необходимая научно-техническая документация (ТУ, ТР). Полуфабрикаты обладают достаточно высоким уровнем эксплуатационных свойств, которые сравнимы с зарубежными данными для сплава 7055 (табл. 6 и 7) [6, 7, 14].

Эффект от применения особопрочных сплавов достигается при тщательном соблюдении всех операций технологического процесса – от выплавки слитков до изготовления готовой детали. Одним из главных вопросов при производстве полуфабрикатов для самолетов является формообразование деталей из высокопрочных сплавов, чувствительных к воздействию пластической деформации. Самый современный метод – автоклавное плавное точное формообразование, совмещенное со старением. Эксперименты, проведенные в промышленных условиях ОАО «ВАСО», имеют положительные результаты (рис. 5, б): в процессе «деформационного старения» свойства не должны ухудшаться [15]. Выявлено, что при этом процессе возможно образование дислокационных сплетений (рис. 5, а), которые (являясь местами дополнительного выделения М'-фазы в виде мелкодисперсной фракции) могут привести к ухудшению коррозионной стойкости к РСК.

Особопрочный сплав В96ЦЗп.ч. предназначен для замены высокопрочного сплава В95о.ч./п.ч., превосходит последний по пределу прочности – на 20%, по пределу текучести – на 40% и существенно – по

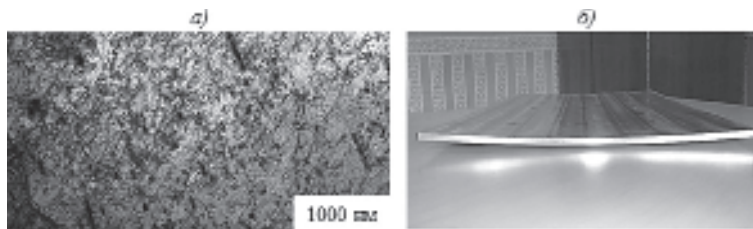


Рис. 5. Дислокационная структура (а) и вид обшивки (б) из плит сплава В96ЦЗп.ч. после автоклавного формообразования

Таблица 6
Сравнительные показатели свойств плит (направление Д)

Сплав и состояние	Толщина, мм	Научно-техническая документация	σ_B		δ , %	$\sigma_{B/d}$, кМ (усл. ед.)	K_{1c} , МПа $\sqrt{м}$	dl/dN , мм/цикл (при $\Delta K = 31$ МПа $\sqrt{м}$)
			$\sigma_{0,2}$	МПа				
Испытания в ВИАМ (2007–2008 гг.)								
В96Цз.ч.-Т12 (1965-1)	15–50	Дополнение к паспорту № 1720, ТУ 1-804-438	>615	>595	>8,0	21,4	>25	5,5
В95о.ч.-Т2 (1950)	11–40	Дополнение к паспорту №1005, ТУ 1-92-81	>510	>430	>7,0	17,9	>84	2,6
7055-Т77 (СПА)	12–40	AIMS 03-02-017	>615	>595	>7,0	21,4	>23-24	<5,0 (при $\Delta K = 25$ МПа $\sqrt{м}$)
Испытания в ЦАГИ (2007–2008 гг.) [14]								
Сплав и состояние	Толщина, мм	Научно-техническая документация	σ_B		δ , %	$\sigma_{B/d}$, кМ (усл. ед.)	МЦУ: N , кцикл (при $K_t = 2,6$; $\sigma_{max} = 157$ МПа)	dl/dN , мм/цикл (при $\Delta K = 31$ МПа $\sqrt{м}$)
			$\sigma_{0,2}$	МПа				
В96Цз.ч.-Т12	25	ТУ 1-804-438	634	594	9,9	22,1	320	5
7055-Т77		AIMS 03-02-017	618	594	6,7	21,5	300	3,5

Таблица 7
Сравнительные показатели свойств пресованных полос (направление D)

Сплав и состояние	Толщина, мм	Научно-техническая документация	σ_B		δ , %	σ_B/d , кМ (Усл. ед.)	K_{1c} , МПа $\sqrt{м}$	МЦУ: N, кцикл (при $K_t = 2,6$; $\sigma_{max} = 157$ МПа)
			$\sigma_{0,2}$	МПа				
В96Цзл.ч.-Т12 (1965-1)	25-60	Дополнение к паспорту № 1720, ТУ 1-804-476	≥645	≥620	≥8,0	22,0	≥26	≥200
В95б.ч.-Т2 (1950)	До 80	Паспорт № 1002	>540	>460	>7,0	17,9	≥34	200
7055-Т77511 (СПА)	40-60	AIMS 03-05-013	≥640	≥625	≥7,0	22,0	≥26	-

176

Таблица 8
Свойства полуфабрикатов из сплава 1933 при различном соотношении Zn к Mg

Полуфабрикат (состояние)	Механические свойства					Коррозионные свойства		
	σ_B	$\sigma_{0,2}$		δ , %	K_{1c} , МПа $\sqrt{м}$	РСК, балл	МКК, мм	$\sigma_{кр}$, МПа
		МПа	кДж/м ²					
Поковка* (Т2) Штамповка (Т3)	510/500 483-492	480/475 447-464	13,5/10 12-15	42,2/35,8 40,5-43,7	3/4 3	≤0,15/0,2 0-0,07	≥170/170 ≥280	

* В числителе – сбалансированный состав (Zn : Mg ≥ 4,1), в знаменателе – средний марочный состав (Zn : Mg = 3,4).

удельным характеристикам прочности: σ_B/d достигает 23 км (усл. ед.). Весовая эффективность конструкций повышается на 10–20%, что привлекает внимание конструкторов.

С началом широкомасштабного промышленного внедрения газовых центрифуг (ГЦ) из самого прочного (σ_B до 720 МПа) *алюминиевого сплава 1960* (В96Ц), предназначенных для получения обогащенного урана, остро встала задача по разработке комплекса вопросов, связанных с промышленной эксплуатацией и созданием более эффективных ГЦ, обеспечивающих повышение производительности и снижение эксплуатационных затрат разделительных установок атомной техники*.

При эксплуатации современных и разрабатываемых моделей ГЦ, работающих в течение длительного времени (более 25–30 лет), одним из условий увеличения производительности является повышение рабочей температуры.

Для повышения температуры роторных деталей необходимы значения характеристик длительной прочности и скорости ползучести для долговечности до 300 тыс. ч (30 лет), которые могут быть получены прогнозированием по результатам испытаний ограниченной продолжительности (до 10 тыс. ч по ГОСТ).

В ВИАМ проведены всесторонние исследования на серийных полуфабрикатах из сплава 1960. Испытания на ползучесть проводили при температурах 50 и 55°C и напряжениях 450, 500 и 550 МПа; длительную прочность определяли при тех же температурах за 1000, 3000, 5000 и 10000 ч. Полученные данные использовались для определения характеристик длительной прочности и ползучести на ресурс до 300 тыс. ч. Расчеты проводили (совместно с ЦИАМ**) по двум методам.

– *Метод, основанный на уравнениях температурно-временной зависимости характеристик длительной прочности и ползучести.*

Наиболее точные и статистически достоверные результаты обеспечивает модель для длительной прочности и ползучести, которая основана на системе уравнений:

$$\tau_p = \xi T^m \sigma^{-n} \exp(U_0 - \gamma\sigma)/RT;$$

$$v = \eta T^k \sigma \exp(-H_0 - \omega\sigma)/RT,$$

где τ_p и v – время до разрушения и минимальная скорость ползучести соответственно.

Численные значения коэффициентов уравнений ξ , m , n , U_0 , γ и k , H_0 , ω соответствующих характеристик определяются методом наименьших квадратов по результатам испытаний образцов. Кроме того, при этом определяются значения оценки дисперсии соответствующей характеристики $s^2(\log \tau_p)$ и $s^2(\log v)$, которые являются оценкой отклонения экспериментальных данных относительно линии регрессии, описываемой этими уравнениями.

* Работы выполнены под научным руководством И.Н. Фридляндера и Е.И. Кутайцевой. В настоящее время эти работы проводят И.И. Молостова и Н.Е. Блинова совместно со специалистами ОАО «КУМЗ».

** Расчеты проведены Е.Р. Голубовским.

– Метод, основанный на применении параметрической зависимости Ларсона–Миллера.

В инженерной практике для оценки и прогнозирования длительной прочности и ползучести часто используют параметрический метод Ларсона–Миллера, в основе которого лежат соотношения:

– для длительной прочности

$$PLM_{д.п} = T(C + \log \tau_p),$$

где C – const и обычно для металлических материалов принимают $C = 20$; T – температура, К; τ_p – время до разрушения.

– для скорости ползучести

$$PLM_{полз} = T(C - \log v).$$

По этим методам получены численные уравнения температурно-временной зависимости характеристик длительной прочности и ползучести труб $\varnothing 135 \times 4,5$ мм из сплава 1960 для температур 50 и 55°C, определены значения пределов длительной прочности и минимальной скорости ползучести для долговечности: 1000, 10 000, 50 000, 100 000, 200 000 и 300 000 ч и проведены сравнительные оценки полученных результатов прогнозирования на длительный ресурс.

Анализ полученных результатов показал, что для обеспечения ресурса ГЦ сроком в 25–30 лет можно допустить повышение температуры их эксплуатации, что позволит увеличить производительность процесса.

Высокопрочные алюминиевые сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu в виде кованных и прессованных полуфабрикатов, применяемых для массивных деталей силового каркаса планера самолета, не исчерпали своих потенциальных возможностей, и задачей является поиск новых решений. В течение последних 5–10 лет в ВИАМ проводили исследования в области высокопрочных ковочных сплавов по трем основным направлениям:

- усовершенствование составов серийных сплавов;
- разработка новых режимов термической обработки (закалка и старение);
- разработка составов новых сплавов с улучшенным комплексом свойств.

Одним из основных сплавов для деталей внутреннего силового набора планера современных самолетов является **высокопрочный сплав 1933**. В настоящее время сплав освоен в промышленном производстве в виде штамповок и поковок, массивных прессованных полос толщиной до 250 мм, которые широко применяются для деталей новых серийных самолетов Як-130 и SSJ.

Одна из насущных технологических проблем, с которой столкнулись на самолетостроительных заводах при изготовлении деталей из крупногабаритных кованных полуфабрикатов из сплава 1933, – значительные поводки и коробление при механической обработке, возникающие в результате высоких остаточных закалочных напряжений.

Наиболее доступный способ снижения закалочных напряжений – снижение скорости охлаждения при закалке, что достигается при использовании в качестве охлаждающей среды горячей воды или раствора полимера. Очевидно, что использование замедленного охлаждения при

закалке лимитируется прокаливаемостью сплава, от которой зависит уровень свойств и их однородность по толщине полуфабриката.

Для поковок из сплава 1933 допустимая толщина при закалке ограничена 80 мм (ОСТ1 90297). При большей толщине полуфабрикатов закалку на самолетостроительном заводе проводят после предварительной механической обработки деталей. Это приводит к увеличению трудоемкости изготовления деталей и увеличению материалоемкости за счет дополнительных технологических припусков для проведения контрольных испытаний в случае поставки полуфабрикатов без термической обработки.

Увеличение номенклатуры массивных полуфабрикатов из сплава 1933 (толщиной от 80 до 150 мм), поставляемых в термообработанном состоянии, расширяет возможности для использования непосредственно на металлургическом заводе другого эффективного способа снижения остаточных закалочных напряжений – правки сжатием (для поковок и штамповок) и правки растяжением (для прессованных массивных полос).

С целью увеличения прокаливаемости сплава в ВИАМ совместно с ОАО «КУМЗ» проведены исследования по поиску сбалансированного состава высокопрочного ковочного сплава 1933 в рамках марочного состава. В результате выбрано оптимальное соотношение $Zn : Mg \geq 4,1$ (в сплаве 1933 – от 2,9 до 4,6). Исследование промышленных поковок и штамповок толщиной 150 мм, изготовленных в производственных условиях ОАО «КУМЗ», показало, что сплав с оптимальным соотношением цинка к магнию обеспечивает повышенные показатели вязкости разрушения, долговечности при усталостных испытаниях (табл. 8), причем проведенные исследования подтвердили, что полуфабрикаты из сплава 1933 сбалансированного состава обладают повышенной прокаливаемостью: практически отсутствует снижение свойств в центральной зоне поковок толщиной до 150 мм.

Еще более высокий уровень характеристик вязкости разрушения и пластичности (особенно в высотном направлении), а также долговечности при усталостных испытаниях был достигнут при снижении содержания Fe и Si (<0,05%) – рис. 6.

Для улучшения комплекса прочностных характеристик, трещиностойкости, ресурса и снижения уровня остаточных закалочных напряжений за последние 5 лет в ВИАМ совместно с ОАО «КУМЗ» для полуфабрикатов из сплава 1933 были разработаны новые режимы термической обработки:

- Т123 – закалка кованых полуфабрикатов в растворе полимера + старение по новому трехступенчатому режиму;
- Т122 – правка растяжением прессованных полос в свежезакаленном состоянии + старение по трехступенчатому режиму.

Измерения показали, что остаточные напряжения ($\sigma_{ост}$) в различных зонах штамповок при закалке в горячей воде или растворе полимера снижаются в 1,5–3 раза (по сравнению с закалкой в холодной воде – с 180 до 50–120 МПа).

Как следует из данных табл. 9, полуфабрикаты из сплава 1933, обработанные по новым режимам, по уровню характеристик вязкости разрушения и трещиностойкости превосходят аналогичные полуфабрикаты из нового сплава 7085-Т7452 компании «Алкоа», широко применяемого в силовой конструкции самолета А-380.

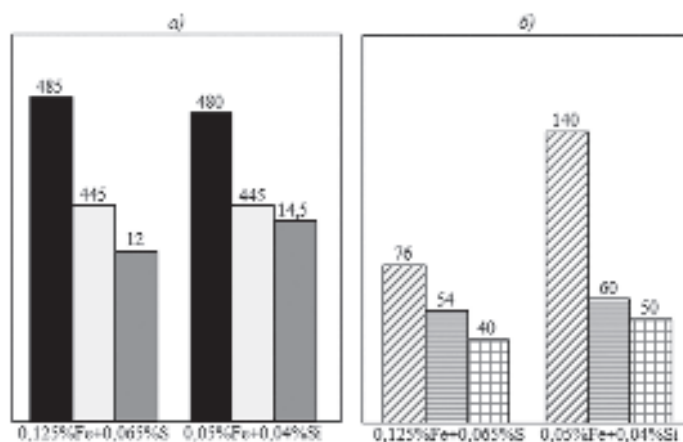


Рис. 6. Влияние содержания примесей железа и кремния на механические свойства (а) и трещиностойкость (б) поковок из сплава 1933-T2:

■ – σ_B , МПа; □ – $\sigma_{0,2}$, МПа; ▒ – δ , %; ▨ – K_{1c} , МПа $\sqrt{м}$, в направлении ДП (▨) и ВД (▩)

Еще одно направление исследований ВИАМ в области высокопрочных ковочных сплавов – разработка композиции **нового высокопрочного ковочного сплава В-1963**, предназначенного для изготовления сложных по форме массивных деталей внутреннего силового набора (шпангоутов, фитингов, лонжеронов и т. п.). Сплав дополнительно содержит добавки Ag, Sc в количестве 0,1–0,2% (по массе).

Выбор химического состава нового сплава основывался на результатах ранее проведенных исследований комбинированного легирования высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu малыми добавками Zr + Sc оптимальной концентрации. Эти исследования показали, что в слитках формируется недендритная (ячеистая) структура со значительно меньшим зерном (20–30 мкм), чем при раздельном легировании Zr и Sc

Таблица 9

Основные характеристики полуфабрикатов из сплава 1933 с пониженным уровнем остаточных напряжений

Характеристика	Значения характеристик полуфабрикатов в состоянии	
	T123 (штамповки толщиной до 100 мм)	T122 (прессованные полосы сечением 80 × 150 мм)
σ_B , МПа	520–540	535–550
$\sigma_{0,2}$, МПа	460–505	490–505
K_{1c} , МПа $\sqrt{м}$	37,5–38,2	38–41
СРТУ: dl/dN , мм/цикл ($\Delta K = 31$ МПа $\sqrt{м}$)	2,58	2,34
МЦУ: N_{cp} , цикл ($K_t = 2,6$; $\sigma_{max} = 157$ МПа)	250	260
$\sigma_{ост}$, МПа	50–120	–

(рис. 7). Такая структура ведет к повышению пластичности слитков и полуфабрикатов.

Известно [16, 17], что введение Ag уменьшает степень перестаривания сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu и поднимает критическую температуру устойчивости зон Гинье–Престона, влияет на ширину зон, свободных от выделений. Вследствие этого высокая прочность может быть достигнута при более высоких температурах старения, что обеспечивает одновременно и повышение коррозионной стойкости.

Установлены основные особенности влияния малой добавки Ag (до 0,2% по массе) на тонкую структуру кованных полуфабрикатов из сплава В-1963. С увеличением содержания Ag до 0,2% (по массе) при старении происходит увеличение размера выделений η -фазы как на границах, так и в теле зерна, минимальный размер частиц η -фазы во всех случаях составляет 15 нм, самый большой размер имеют частицы η -фазы в сплаве с 0,2% Ag, что, по-видимому, определяется размерной границей, при достижении которой в сплавах происходит переход от η' -фазы к η -фазе. Это свидетельствует о том, что увеличение содержания Ag в сплаве ускоряет процесс превращения $\eta' \rightarrow \eta$. Установлено, что в сплаве с добавкой Ag ширина зон, свободных от выделений у границ и субграниц зерен, узкая независимо от режима старения и в среднем составляет 15–20 нм.

Введение 0,1–0,2% (по массе) Ag в сплав системы Al–Zn–Mg–Cu, содержащий добавки Zr и Sc, приводит к одновременному повышению прочностных характеристик на 10–20%, вязкости разрушения – на 15–25% и сопротивления усталости – в 1,8–2,3 раза по сравнению

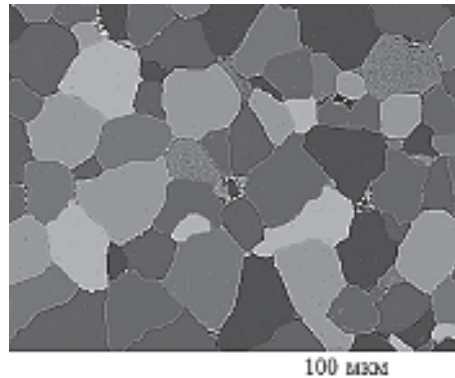


Рис. 7. Микроструктура слитка $\varnothing 360$ мм из сплава В-1963 с добавками Sc и Zr (производство ОАО «КУМЗ»)

Таблица 10

Сравнительные свойства полуфабрикатов (не менее)

Характеристики	Значения характеристик сплавов			
	В-1963-Т12 для полуфабрикатов		серийных кованных	
	кованных	прессованных	1933-Т2 (Россия)	7085-Т74 (США)
σ_B , МПа	560	600	490	505
$\sigma_{0,2}$, МПа	520	560	440	460
δ , %	8	10	8	9
K_{1c} , МПа $\sqrt{м}$	37	39	39	29
МЦУ: $N_{ср}$, кцикл ($f = 5$ Гц; $K_t = 2,6$; $\sigma_{max} = 157$ МПа)	200	250	180	–
Удельная прочность σ/d , км (усл. ед.)	20	22	17,3	17,6

с серийными отечественными и зарубежными сплавами – аналогами по применению (табл. 10). Кроме того, в отличие от других сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu, сплав В-1963, содержащий Ag, обладает удовлетворительной свариваемостью: прочность сварных соединений, полученных методом ААрДЭС, составляет 0,6 от σ_b основного металла, а минимальный угол изгиба сварного образца $\alpha > 45$ град.

Новый высокопрочный ковочный сплав В-1963 (состав запатентован) с улучшенным комплексом свойств является перспективным материалом для силовых деталей типа шпангоутов, фитингов, балок для современной авиакосмической техники.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: Пер. с англ. М.: Металлургия. 1979. 640 с.
2. Polmear I.J. Aluminium Alloys – A Century of Age Hardening / ICAA-9. Australia. 2004. P. 1–14.
3. Фридляндер И.Н., Антипов В.В., Колобнев Н.И., Якимова Е.Г. Конструкционные жаропрочные алюминиевые сплавы / В сб.: 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. М.: ВИАМ. 2007. С. 172–179.
4. Алюминиевые и магниевые сплавы. Композиционные материалы на их основе. Антикоррозионная защита материалов и конструкций: Глава 8 / В сб.: 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. М.: ВИАМ. 2007. С. 155–201.
5. Фридляндер И.Н. Высокопрочные алюминиевые сплавы с цинком, магнием и медью // МиТОМ. 2003. № 9. С. 11–33.
6. Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Молостова И.И. Развитие и применение высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu для авиакосмической техники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. № 8. С. 17–21.
7. Сенаторова О.Г., Грушко О.Е., Ткаченко Е.А., Антипов В.В., Молостова И.И., Сидельников В.В. Новые высокопрочные алюминиевые сплавы и материалы // Технология легких сплавов. 2007. № 2. С. 17–23.
8. Smith B. The Boeing 777 // Advanced materials and Process. 2003. September. P. 41–44.
9. International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum Alloys // The Aluminum Association. 2009. N.J.
10. Семенов А.Е., Корзина Н.С., Соловьева В.В. Интерметаллические соединения в изделиях из сплава В96Ц / В сб.: Алюминиевые конструкционные сплавы. М.: Металлургия. 1968. № 5. С. 21–25.
11. Фридляндер И.Н., Добромыслов А.В., Ткаченко Е.А., Сенаторова О.Г. Перспективные высокопрочные материалы на алюминиевой основе // МиТОМ. 2005. № 7. С. 17–23.
12. Senatorova O.G., Fridlyander I.N., Bochvar N.R., Sukhikh A.V., Sidelnikov V.V., Molostova I.I. Structural Parameters of Partially Homogenized Ingots of High-Strength Al–Zn–Mg–Cu System Alloys. Proceedings of ICAA-9, Australia. 2004. P. 1128–1134.
13. Ершов А.С., Соколов В.В. Горизонтальная закалка плит из алюминиевых сплавов на новом агрегате // Цветные металлы. 2009. № 4. С. 78–79.
14. Басов В.Н., Нестеренко Б.Г., Нестеренко Г.И. Разрушение высокопрочных алюминиевых сплавов / В сб.: «Полет: 90 лет ЦАГИ». М.: ЦАГИ. 2008. С. 87–92.
15. Senatorova O.G., Girsh R.I., Soloviev V.A., Antipov V.V., Shestov V.V. Investigation of Properties and Structure of V95och (7475), V96Zr-3pch (7449) / Alloys during Stress Ageing. // Proceedings of ICAA-11. 2008. V. 2. P. 1864–1867.
16. Polmear I.J. Control of Precipitation Process and Properties in Aged Aluminium Alloys by traced Element Additions / ICAA-6. Japan. 1998. V. 1. P. 75–86.
17. Ogura T., Hirose S., Sato T. Quantitative Analysis of the Vicinity of Grain Boundaries with Precipitate Free Zones in Al–Zn–Mg(–Ag) Alloys / ICAA-9. Australia. 2004. P. 1061–1066.