



УДК 669.018.44:669.715

**ВЛИЯНИЕ ЭКВИАТОМНОГО СОДЕРЖАНИЯ Cu И Mg  
НА ПРОЦЕССЫ СТАРЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО  
СВАРИВАЕМОГО КОНСТРУКЦИОННОГО СПЛАВА 1151  
(Al–Cu–Mg)**

Е.Ф. Чирков  
*доктор технических наук*

Л.А. Кононова

В.С. Шмелёва

**Январь 2013**

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

Статья подготовлена для опубликования в журнале «Труды ВИАМ»,  
№1, 2013 г.

## **ВЛИЯНИЕ ЭКВИАТОМНОГО СОДЕРЖАНИЯ Cu И Mg НА ПРОЦЕССЫ СТАРЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО СВАРИВАЕМОГО КОНСТРУКЦИОННОГО СПЛАВА 1151 (Al–Cu–Mg)**

*Приведены результаты исследования воздействия эквиатомного содержания Cu и Mg на характер диффузии атомов в кристаллической решетке  $\alpha$ -твердого раствора при 20°C, процессы старения жаропрочного свариваемого конструкционного сплава системы Al–Cu–Mg. Отмечается позитивное влияние специфики легированности и диффузионных процессов сплава 1151 на технологичность при производстве конструкций и на повышение надежности работы изделия. Предлагается группу новых сплавов алюминиевого угла системы Al–Cu–Mg обозначить как «сплавы эквиатомного типа» (СЭТ).*

**Ключевые слова:** сплав 1151, старение, эквиатомное содержание Cu и Mg, диффузия, жаропрочность, система Al–Cu–Mg.

*E.F. Chirkov, L.A. Kononova, V.S. Shmeleva*

## ***EFFECT OF EQUIATOMIC Cu AND Mg CONTENT ON THE AGEING PROCESSES OF 1151 (Al–Cu–Mg) HIGH-TEMPERATURE WELDABLE STRUCTURAL ALLOY***

*The results of studying the effect of Cu and Mg equiatomic content on the diffusion character of atoms in the crystal lattice of  $\alpha$ -solid solution at 20°C and the ageing processes of Al–Cu–Mg high-temperature weldable structural alloy are given in the paper. The positive effect of 1151 alloy modification specificity and diffusion processes on the technological efficiency of the structure production processes and the product reliability improvement is also marked. The group of new types of alloys, in particular, Al–Cu–Mg system is proposed to designate as «alloys of equiatomic type» (AET).*

**Key words:** 1151 alloy, ageing, equiatomic Cu and Mg content, diffusion, heat-resistance, Al–Cu–Mg system.

---

\*ОАО «СМ Компания».

\*\*ОАО «ВПК „НПО Машиностроения”».

Конструкционные алюминиевые сплавы системы Al–Cu–Mg успешно применяются в авиационных и ракетно-космических изделиях, работающих в условиях повышенных температур и нагрузок. Значительная часть исследований [1–7] этих сплавов посвящена изучению влияния на жаропрочность различных факторов – температуры, длительности и условий нагрева, а также легированности на процессы структурных эволюций. Для широко известных жаропрочных сплавов дюралевой группы (Д16, Д16ч., 1163, Д19, АК4 и т. д.) достаточно полно исследованы процессы диффузии атомов фаз-упрочнителей в структуре при 20°C и температурно-временных режимах искусственного старения.

Разработка нового типа конструкционных жаропрочных сплавов системы Al–Cu–Mg, композиция которых основана на эквиатомном содержании Cu и Mg (например, сплав 1151), потребовала глубокого систематизированного изучения специфики тонких структурных превращений и их влияния на характеристики этого типа сплавов. Проведенные исследования [4, 8] влияния эквиатомного содержания Cu и Mg на жаропрочность сплава 1151 установили, что сплав нового типа (по сравнению с существующими дюралевыми сплавами) отличается: значительной заторможенностью миграции вакансий (главного, определяющего фактора диффузии атомов), практическим отсутствием напряжений в кристаллической решетке пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора, наличием в качестве диффузионно-подвижной упрочняющей фазы только фазы S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ).

Наиболее полно все вышесказанное проявляется у сплавов с соотношением Cu:Mg, равным  $R=1$ . Однако необходимо учитывать, что (в отличие от теоретических расчетов) на практике любой сплав имеет определенные допуски по содержанию каждого элемента и, следовательно, фактически значение  $R$  для реальных «эквиатомных сплавов» будет соответствовать  $\sim 1$ . Чем ближе у сплава величина  $R$  к 1, тем более полно проявляется структурная специфика и преимущества, присущие сплавам нового типа. Для сплава 1151 –  $R=1,05$ .

На рисунке представлена схема распределения значений  $R$  в пределах концентрационного поля сплава 1151. Следует также учитывать, что даже для теоретического сплава с  $R=1$  в кристаллической решетке может присутствовать небольшая напряженность, так как радиус  $r_{\text{Cu}}$  на 10,5% меньше  $r_{\text{Al}}$ , а  $r_{\text{Mg}}$  – на 11,89% больше (табл. 1).

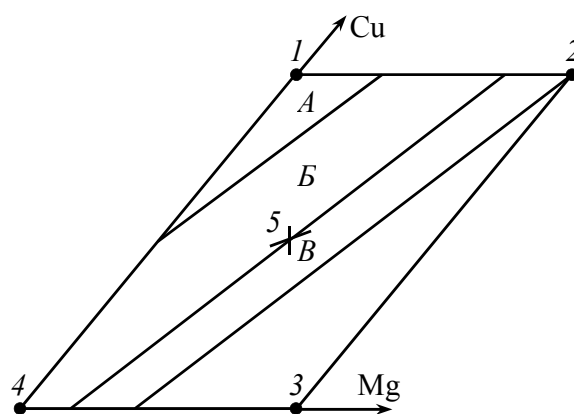


Схема распределения значений отношения  $R$  (Cu:Mg – в % атомн.) в концентрационной площади жаропрочного сплава 1151 системы Al–Cu–Mg.  
 Основные точки концентрационной площади: 1,232 (1); 1,008 (2); 0,904 (3); 1,105 (4); 1,052 (5)  
 Одноуровневые линии: 1,15 (A); 1,052 (B); 1 (B)

С целью более полного снятия напряженности кристаллической решетки целесообразно введение в композицию сплава некоторой компенсационной добавки переходных металлов (ПМ). При выборе ПМ для легирования сплава необходимо обязательно учитывать: диаграмму состояния ПМ с Al, температуру трехфазного превращения, максимальную растворимость в Al (см. табл. 1), возможное образование интерметаллидов и воздействие ПМ на структуру [9].

Данная работа направлена на изучение воздействия специфики структурных процессов сплава эквиатомного типа 1151 на естественное старение и эффективность длительности перерыва между закалкой и наложением искусственного старения («инкубационного периода») при использовании этого вида термообработки.

Для определения эффекта упрочнения листов из сплава 1151 при естественном старении, широко используемом для дюралевых сплавов, тремя организациями на протяжении весьма длительного периода времени был осуществлен уникальный эксперимент (табл. 2).

Исследование проводили на металле одной партии Т-500-88 холоднокатаных листов толщиной 3 мм серийной производственной поставки (СМК), прошедших закалку в стандартных заводских условиях (нагрев в селитровой ванне), в соответствии с действующей НТД. Механические свойства при 20°C определяли на образцах по прошествии 7 сут после закалки – как для всех промышленных сплавов системы Al–Cu–Mg. Значения свойств, записанных в сертификате СМК № 722 от 1987 г., стали исходными при сравнении с результатами испытаний в последующие периоды времени (см. табл. 2). Из приведенных данных ясно, что сплав 1151 не подвержен есте-

ственному старению. Результат эксперимента полностью подтверждает основную отличительную особенность сплавов эквиатомного типа (СЭТ) – заторможенность диффузионных процессов в структуре [4, 8].

Таблица 1

**Характеристики основных легирующих элементов, применяемых в деформируемых сплавах системы Al–Cu–Mg [9]**  
(элементы расположены в порядке уменьшения параметра кристаллической решетки, нм)

Химический элемент	Атомный радиус элемента		Тип диаграммы состояния с Al	Предельная растворимость в твердом Al, % (по массе)	Температура трехфазного превращения, °С
	фактическое значение, нм	относительно атома Al, %			
Al	0,143	–	–	–	659,8 (плавление)
Mg	0,16	+11,9	Эвтектическая	17,4[10]	450[10]
Cu	0,128	-10,5	-«-	5,7[10]	548[10]
Sc	0,165	+15,38	Перитектическая	0,8 (300°С)	665
Zr	0,16	+11,9	-«-	0,28	660,5
Ti	0,145	+1,4	-«-	0,28	665
V	0,136	-4,9	-«-	0,37	661,8
Mn	0,131	-8,4	Эвтектическая	1,4; 1,8[10]	658,5
Cr	0,128	-10,5	Перитектическая	0,85; 0,72[10]	661
Fe	0,127	-11,2	Эвтектическая	0,052	655
Co	0,126	-11,9	-«-	0,02	657

Таблица 2

**Результаты испытаний\* при 20°С на статическое растяжение листа толщиной 3 мм (А; направление II) из сплава 1151-Т (серийная партия Т-500-88) после длительного вылеживания при 20°С**

Дата и место испытания	Продолжительность естественного старения	$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\delta_{10}, \%$	Эффект естественного старения		
		кгс/мм <sup>2</sup> (МПа)			$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\delta_{10}, \%$
					МПа		
Декабрь 1987 г. (сертификат СМК №722)	7 сут	$\frac{41,7(409)}{39,2-44,2}$	$\frac{30,6(300)}{30,4-30,8}$	$\frac{15,25}{12,9-17,6}$	–	–	–
Июнь 2004 г. (ВИАМ)	16,5 лет	$\frac{42,9(420)}{42,4-43,4}$	$\frac{31,8(312)}{31,3-32,3}$	$\frac{15,0}{14,25-15,75}$	+1,2 (12)	+1,2 (12)	-0,25
Март 2010 г. (ОАО «НПО Машиностроения»)	22,25 года	$\frac{44,75(439)}{44,5-45,0}$	$\frac{33,6(329)}{31,9-35,0}$	$\frac{14,55}{13,8-15,3}$	+3,05 (30)	+3,0 (29)	-0,7

\* В числителе – средние значения, в знаменателе – минимальные и максимальные.

Следующий эксперимент был проведен совместно с ОАО «СМ Компания» в 2005–2006 гг. (при серийной поставке партии листов) с целью установления влияния перерыва между закалкой и наложением искусственного старения («инкубационный период») на значения механических свойств. Для сплавов дюралевой группы необходимо применение «инкубационного периода» в течение 7 сут, так как за это время в структуре формируются зонные образования, часть которых ( $r_{\text{частицы}} > r_{\text{критич}}$ ) при последующем искусственном старении становится зародышами для образования и роста вторичной дисперсной частицы фазы-упрочнителя. Чем больше таких зародышей, тем значительнее эффект искусственного старения.

Испытанию подвергали холоднокатаные листы из сплава 1151, изготовленные из плоских гомогенизированных в одной садке слитков, одной плавки (одного химического состава). Эксперимент проводили на листах толщиной 1,5; 2 и 4 мм с целью выяснения возможного влияния различной степени холодной деформации на значения механических свойств листов из сплава 1151 (табл. 3).

Из представленных в табл. 3 результатов следует:

- продолжительность «инкубационного периода» не оказывает влияния на значения механических свойств листов в искусственно состаренном состоянии;
- практически не наблюдается различия в значениях механических свойств в состояниях T и T1;
- с увеличением толщины листа с 1,5 до 4 мм наблюдается небольшой рост значений механических свойств.

Установленный режим искусственного старения для сплава 1151 выбран не с целью повышения значений прочностных характеристик, а для сохранения коррозионной стойкости сплава 1151 при длительной (десятки тысяч часов) эксплуатации конструкций летательных аппаратов во всеклиматических условиях.

Полное отсутствие влияния продолжительности «инкубационного периода» на значения механических свойств листов из сплава 1151 в искусственно состаренном состоянии – следствие характерной заторможенности диффузионных процессов, препятствующей появлению при 20°C каких-либо дисперсных образований фазы-упрочнителя.

Таблица 3

**Результаты испытаний\* листов (направление II) при 20°C (статическое растяжение) из сплава 1151 в состояниях Т и Т1 с различным интервалом (сутки) между закалкой и искусственным старением**

Характеристика		Значения характеристик в состояниях				
		Т		Т1		
		ТУ1.595-6-804-2004 (не менее)	на 7 сут после закалки (фактические данные по сертификату)	при наложении искусственного старения после закалки		ТУ1.595-6-804-2004 (не менее)
на 2 сут	на 20 сут					
Листы толщиной 1,5 мм (А)						
$\sigma_B$	кгс/мм <sup>2</sup> (МПа)	40,0 (392)	$\frac{42,7(419)}{41,8 - 43,5}$	$\frac{42,4(416)}{41,0 - 43,9}$	$\frac{42,3(415)}{41,0 - 43,0}$	41,0 (402)
$\sigma_{0,2}$		28,0 (274)	$\frac{30,3(297)}{30,0 - 30,7}$	$\frac{32,0(314)}{31,6 - 32,8}$	$\frac{29,7(291)}{29,5 - 30,0}$	29,0 (284)
$\delta_{10}$	%	13,0	$\frac{18,0}{15,0 - 20,8}$	$\frac{16,2}{13,3 - 20,0}$	$\frac{18,6}{16,7 - 20,0}$	12,0
Листы толщиной 2 мм (А)						
$\sigma_B$	кгс/мм <sup>2</sup> (МПа)	41,0 (402)	$\frac{44,2(433)}{43,2 - 45,3}$	$\frac{43,8(429)}{42,8 - 45,0}$	$\frac{44,3(434)}{43,0 - 45,7}$	42,0 (392)
$\sigma_{0,2}$		29,0 (284)	$\frac{31,0(304)}{30,3 - 31,4}$	$\frac{30,8(302)}{30,0 - 31,0}$	$\frac{34,3(336)}{34,2 - 37,7}$	30,0 (294)
$\delta_{10}$	%	13,0	$\frac{16,4}{14,0 - 20,0}$	$\frac{14,5}{13,0 - 17,2}$	$\frac{16,0}{14,0 - 17,5}$	12,0
Листы толщиной 4 мм (А)						
$\sigma_B$	кгс/мм <sup>2</sup> (МПа)	41,0 (402)	$\frac{44,2(433)}{43,5 - 45,7}$	$\frac{44,2(433)}{43,0 - 45,0}$	$\frac{44,5(436)}{43,6 - 45,4}$	43,0 (421)
$\sigma_{0,2}$		29,0 (284)	$\frac{34,5(338)}{33,7 - 35,4}$	$\frac{34,8(341)}{33,8 - 36,5}$	$\frac{34,3(336)}{33,3 - 35,5}$	31,0 (304)
$\delta_{10}$	%	13,0	$\frac{14,8}{13,0 - 17,0}$	$\frac{14,0}{12,5 - 16,0}$	$\frac{18,5}{17,0 - 20,0}$	12,0

\* В числителе – средние значения, в знаменателе – минимальные и максимальные.

При прокатке листов из сплава 1151 различной толщины величины холодной деформации значительно отличаются: величина деформации при прокатке листа толщиной 1,5 мм в ~1,5 раза больше, чем листа толщиной 4 мм. Указанное является следствием высокой технологичности сплава 1151: серийную прокатку рулонной заготовки толщиной 8 мм на толщину 4 и 1,5 мм производят без применения промежуточного отжига. Большая холодная деформация листа толщиной 1,5 мм приводит к образованию весьма мелких микрозерен, что является причиной понижения значе-

ний прочностных характеристик листа толщиной 1,5 мм (см. табл. 3) на  $\sim 2$  кгс/мм<sup>2</sup> (19,6 МПа).

Исследования структуры листов из сплава 1151 после вылеживания при 20°C с применением электронной микроскопии (при увеличении  $\times 10000$ – $50000$ ) и рентгеномископии (для измерения параметра кристаллической решетки  $\alpha$ -твердого раствора) показали отсутствие дисперсных образований, характерных для различных стадий естественного старения. В структуре листов, исследованных через 22,25 года после закалки, обнаружены единичные дисперсионные тонкие частицы, при этом параметр кристаллической решетки  $\alpha$ -твердого раствора остался без изменения: на уровне чистого Al ( $a=0,4049$  нм).

Результаты исследований показали отсутствие естественного старения сплава 1151, что подтвердило высокую степень заторможенности диффузионных процессов, характерную для СЭТ [4, 8]. Специфика структурной стабильности СЭТ в интервале температуры солидус ( $T_S$  -20°C) полностью подтверждается вертикальным разрезом алюминиевого угла системы Al–Cu–Mg, расположенным параллельно стороне Al–Mg при различных содержаниях Cu [4, 8, 11, 12], на которых изменение химического состава  $\alpha$ -твердого раствора этих сплавов в указанном температурном интервале представлено в виде вертикальной прямой линии.

Следует отметить, что отсутствие естественного старения у сплава 1151 весьма позитивно для процессов металлургического и машиностроительного производств при сдаче готовой продукции и проведении листовой штамповки. Наиболее значимым следствием применения СЭТ является повышение надежности конструкции при эксплуатации – не накапливаются внутренние напряжения в деталях и узлах конструкции, вызываемые естественным старением.

На основании всесторонних комплексных исследований [4, 8] установлено наличие новых жаропрочных свариваемых конструкционных сплавов в системе Al–Cu–Mg, обладающих комплексом свойств, весьма выгодно отличающих их от существующих дюралевых сплавов. Сплавы системы Al–Cu–Mg, композиция которых основана на эквиатомном содержании Cu и Mg, целесообразно объединить в группу «сплавов эквиатомного типа» – СЭТ, характерным представителем которых является жаропрочный свариваемый конструкционный сплав 1151.

Специфика диффузионных процессов, протекающих в сплавах такого типа, препятствует распаду пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора при 20°C, исключает необходимость применения «инкубационного периода» между закалкой и наложением

искусственного старения. Особенность легирования сплава 1151 препятствует возникновению внутренних напряжений в конструкциях при эксплуатации в связи с отсутствием процессов естественного старения, что повышает надежность работы изделия.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы /В сб.: Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-технич. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). М.: ВИАМ. 2012. С. 167–182.
2. Квасов Ф.И., Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы типа дуралюмин. М.: Металлургия. 1984. 240 с.
3. Ливанов В.А., Шилова Е.И., Козловская В.П. Конструкционные и жаропрочные сплавы алюминия с медью и магнием средней и высокой прочности. Алюминиевые сплавы. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные сплавы. М.: Металлургия. 1972. С. 88–109.
4. Чирков Е.Ф. О природе воздействия Cu и Mg на эволюцию структуры и жаропрочности алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Mg //ТЛС. 2002. №4. С. 64.
5. Chirkov E.F., Fridlyander I.N., Cherkassov V.V. Universal Structural Weldable Aluminium Alloy 1151 with Improved Corrosion Resistens for Operation at Elevated and Cryogenic Temperature: In Proc. ICAA-6. Toyohashi (Japan). 1998. V. 3. P. 2041.
6. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов /В сб.: Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-технич. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). М.: ВИАМ. 2012. С. 157–167.
7. Алексеев А.А., Бер Л.Б. Диаграммы фазовых превращений при старении сплавов системы Al–Cu–Mg //ТЛС. 1991. № 1. С. 9–13.
8. Чирков Е.Ф. Темп разупрочнения при нагревах – критерий оценки жаропрочности конструкционных сплавов систем Al–Cu–Mg и Al–Cu //Авиационные материалы и технологии. 2013. Спецвыпуск (в печати).
9. Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. М.: Металлургия. 1975. 247 с.
10. Диаграммы состояния систем на основе алюминия и магния: Справочник. М.: Наука. 1977. 228 с.
11. Чирков Е.Ф. Закономерности изменений горячеломкости и жидкотекучести жаропрочных алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Mg в зависимости от содержания Cu, Mg и добавок переходных металлов /Авиационные материалы и

технологии. Вып. «Перспективные алюминиевые, магниевые и титановые сплавы для авиационной техники». М.: ВИАМ. 2002. С. 104–125.

12. Chirkov E.F. Fundamentals of Developing Compositions for Weldable Wrought Aluminium Alloys with Enhanced Heat Resistance: In Proc. ICAA-9, Australia. 2005. P. 692–699.