

УДК669.018.44:669.018.29

Е.Ф. Чирков

**ТЕМП РАЗУПРОЧНЕНИЯ ПРИ НАГРЕВАХ – КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ ЖАРОПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМ Al–Cu–Mg И Al–Cu**

Представлены фактические значения механических свойств листов толщиной 2–3 мм при температуре 20 и 100–350°C (статическое растяжение) основных промышленных деформируемых конструкционных сплавов систем Al–Cu–Mg и Al–Cu: 1151, Д19, Д16, АК4-1, Д21, 1201.

Объясняются различия уровней жаропрочности сплавов при 100–350°C на основе анализа их легированности, фазовых составов, специфики диффузионных процессов.

Для сравнительной оценки жаропрочности сплавов предлагается универсальный критерий – темп разупрочнения при нагревах. Представлена методика расчета показателей темпа разупрочнения (интегрированного и дифференцированного). Сравнение темпов разупрочнения сплавов позволит обоснованно выбирать материал для новых греющихся конструкций. Показано преимущество жаропрочности сплава 1151 в сравнении с существующими конструкционными алюминиевыми сплавами.

**Ключевые слова:** жаропрочность, сплав 1151, системы Al–Cu–Mg и Al–Cu, фазы  $\theta$  и S, диффузия, темп разупрочнения.

Actual values of mechanical properties of sheets of 2–3 mm thickness at the temperature of 20 and 100–350°C (static tension) are given for basic commercial wrought structural alloys of Al–Cu–Mg and Al–Cu systems (1151, D19, D16, AK4-1, D21 and 1201 alloys).

The scatter in heat resistance values of alloys at 100–350°C is explained on the base of the analysis of their alloying, phase compositions and diffusion process specific character.

The weakening rate under heating, as the universal criterion is proposed for a comparative evaluation of alloy heat resistance. Besides, a calculation method of the weakening rate values (integrated and differential ones) is also presented. A comparison of alloy weakening rates will allow to choose a material on the well-founded base for new types of structures susceptible to heating. As compared to existing structural Al-base alloys, 1151 alloy actually possesses an advantageous heat resistance.

**Key words:** heat resistance, 1151 alloy, Al–Cu–Mg and Al–Cu systems,  $\theta$  and S phases, diffusion, weakening rate.

Создание новых перспективных летательных аппаратов, работающих в условиях возросших нагрузок, температур, длительностей их воздействия, предъявляет повышенные требования к рабочим характеристикам жаропрочных конструкционных материалов, к разработке новых композиций сплавов, особенно, свариваемых. Предлагаемая работа направлена на изучение связи легированности (природы) жаропрочных алюминиевых сплавов с их рабочими характеристиками, установление закономерности воздействия структурной эволюции на степень жаропрочности и создание объективной оценки рассматриваемых сплавов.

Среди систем легирования алюминия особый интерес вызывают системы Al–Cu и Al–Cu–Mg [1–9], являющиеся основой композиций жаропрочных алюминиевых сплавов для авиационных конструкций и ракетно-космической техники. Известно [3, 8, 11–13], что промышленные сплавы системы Al–Cu (по сравнению со сплавами системы Al–Cu–Mg) имеют пониженные значения жаропрочности, коррозионной стойкости, склонность к неоднородности структуры (разнозернистость, крупнокристаллические ободки и т. п.) полуфабрикатов.

Определяющим природу сплавов является наличие в структуре диффузионно-подвижных упрочняющих фаз:  $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu) и S (Al<sub>2</sub>CuMg), причем фаза S является наиболее жаропрочной из всех диффузионно-подвижных фаз-упрочнителей алюминиевых сплавов [1, 2, 8]. Количественное соотношение содержаний этих двух фаз в сплавах зависит от содержания меди и магния, т. е. от их расположения в алюминиевом угле системы Al–Cu–Mg (рис. 1, а). Исключением является сплав 1201, содержащий: 5,8–6,8% (по массе) Cu, ≤0,02% (по массе) Mg и расположенный на стороне Al–Cu алюминиевого угла.

В соответствии с легированностью существующие сплавы можно расположить по трем основным группам (во всех случаях содержание Cu и Mg – в % (по массе)):

- I группа – (6–7) Cu + (0,2–0,5) Mg – сплав Д21 (1210);
- II группа – (3,2–5) Cu + Mg:
  - (0,15–0,8) – сплавы В65 (1165), Д1 (1100), Д1ч. (1102);
  - (1,2–2) – сплавы Д16 (1160), Д16ч. (1162), Д16п.ч. (1164), 1163;
  - (2–3) – сплав ВАД1 (1191);
  - (4–5) – сплав М40 (1171);

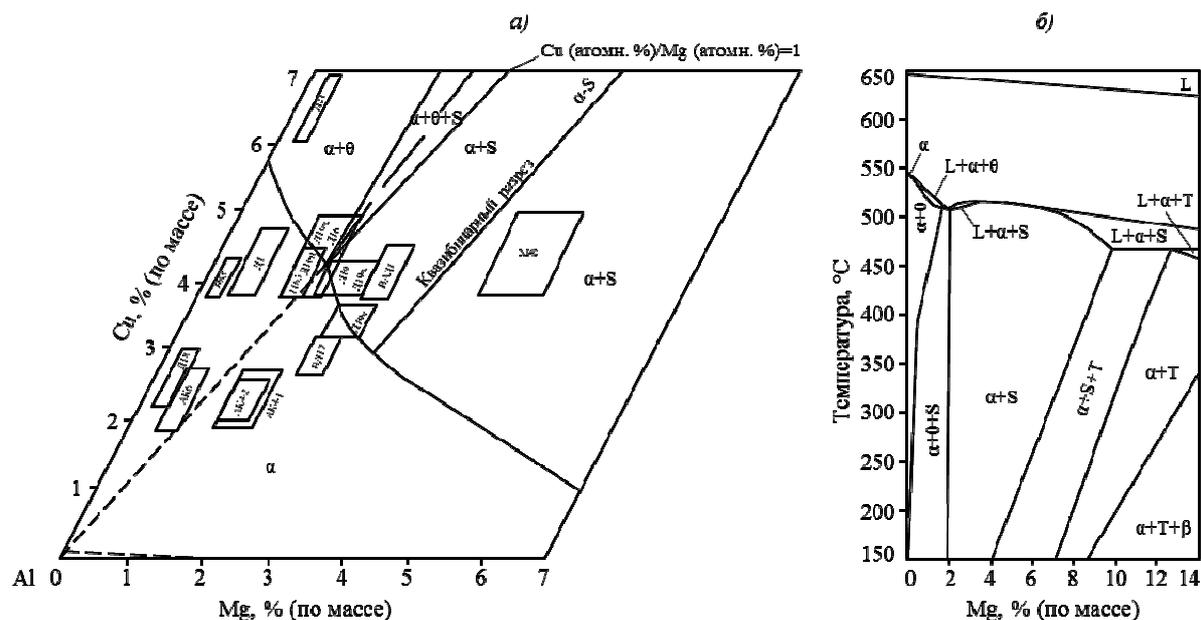


Рис. 1. Расположение в системе Al–Cu–Mg основных отечественных промышленных алюминиевых деформируемых сплавов (а), наложенное на фазовые области [10], соответствующие температуре солидус, а также вертикальный разрез (б) части алюминиевого угла системы Al–Cu–Mg по линии содержания 5,6% (по массе) Cu [11]

- III группа – (2–3) Cu + Mg:
- (0,2–0,8) – сплавы Д18 (1180), АК6, АК6ч. (1360);
- (1–2) – сплавы АК4-1 (1141), АК4-1ч. (1142), АК4-2 (1143).

В сплавах с повышенным содержанием Cu присутствует фаза  $\theta$ , с увеличением содержания в сплавах Mg возрастает количество фазы S. Границей раздела областей сплавов, содержащих фазы  $\theta$ , ( $\theta$ +S) и только фазу S, в алюминиевом углу системы Al–Cu–Mg является прямая линия (см. рис. 1, а) – след от пересечения вертикальной плоскости раздела фазовых областей ( $\alpha$ + $\theta$ +S) и ( $\alpha$ +S) (см. рис. 1, а, б) с поверхностью солидуса. Эта граница является местом расположения сплавов с эквиатомным отношением содержаний Cu и Mg ( $R$ –Cu (% атомн.): Mg (% атомн.)), равным 1.

Структурные превращения в сплавах, вызывающие изменения их свойств, являются результатом диффузии легирующих атомов, обусловленной наличием дефектов кристаллической решетки (особенно вакансий), природой взаимодействия атомов Al и растворенного вещества, напряженностью кристаллической решетки твердого раствора. Наличие мигрирующих вакансий в сплаве способствует образованию атмосфер Сузуки [14], зонной и фазовой стадии старения [4, 15, 16]. Большое влияние на диффузионные процессы оказывает сродство вакансий с атомами легирующего элемента. При величине энергии миграции вакансий в чистом алюминии, равной 0,45–0,58 эВ [11, 17, 18] (энергия самодиффузии алюминия 0,58–0,6 эВ), энергия связи атома магния, растворенного в алюминии, с вакансией соответствует 0,46–0,6 эВ [19],

а меди 0,15–0,25 эВ [20]. Возрастание энергии связи «вакансия – растворенный атом» уменьшает размеры и количество вакансионных петель [21], являющихся центрами зарождения вторичных дисперсионных выделений, значительно влияет на скорость протекания диффузионных процессов [11]. Наличие в Al только атомов Mg («магналиевые сплавы») приводит к торможению диффузионных процессов, а наличие только атомов Cu (сплавы 1201, Д20, Д21 и т. п.) не препятствует прохождению диффузии: сплав 1201 способен быстро упрочняться после закалки при последующем вылеживании без дополнительного нагрева (естественное старение) и быстро разупрочняется под воздействием нагрева (возврат). Этими же особенностями сплава 1201 объясняется его невысокая жаропрочность (до 150–160°C) – результат интенсивного распада твердого раствора, перестаривание при нагреве.

Другим весьма значимым фактором, определяющим специфику рассматриваемых сплавов, является напряженность (энергия) кристаллической решетки в результате легирования атомами Cu и Mg. Известно [11, 14, 22, 23], что атомный радиус Cu на 10,5% меньше, а Mg – на 11,89% больше, чем Al. Так, при содержании 6% (по массе) Cu параметр кристаллической решетки Al уменьшается с 0,4049 до 0,4038 нм, что приводит к росту напряжений в ней и стимулирует распад твердого раствора. Добавление (легирование) в сплав Al–Cu атомов Mg уменьшает энергию твердого раствора и при достижении эквиатомного соотношения Cu к Mg ( $R=1$ ) напряженность кристаллической решетки твердого раствора практически исчезает.

Сплавы, расположенные в алюминиевом угле системы Al–Cu–Mg (см. рис. 1, *a*) между стороной Al–Cu и эквивалентным разрезом, содержат подавляющее количество фазы  $\theta$  и меньшее – фазы  $S$ , что негативно воздействует на показатели жаропрочности (табл. 1, рис. 2) и коррозионной стойкости. Пониженная коррозионная стойкость сплавов с большими содержаниями Cu – результат ускоренной диффузии атомов на границу микро- и субмикрочерен: вдоль границ образуется микроразнона практически чистого Al (зона свободная от выделений), резко возрастает разность потенциалов «граница–микрочерно», что активизирует коррозионные процессы.

Для улучшения показателей указанных характеристик этих сплавов применяется наложение искусственного старения и дополнительное легирование малыми добавками переходных металлов (ПМ) IV-го и V-го периодов, а также Ag, Cr и др. Однако дисперсные частицы фазы-упрочнителя, образовавшиеся при искусственном старении в структуре сплавов, в условиях работы длительно греющихся конструкций способствуют протеканию процесса коагуляции (перестаривания), т. е. ускоренному разупрочнению. Дополнительное легирование ПМ и искусственное старение, несколько повышая значения прочностных характеристик при 20–140°C, могут негативно воздействовать на значение знакопеременных нагрузок (МЦУ) и характеристики вязкости разрушения. Некоторое повышение жаропрочности сплавов, содержащих только Cu, наблюдается при добавлении ~0,4% (по массе) Mg – сплав Д21 (см. табл. 1, рис. 1, *a*, рис. 2) – из-за образования в структуре небольшого количества фазы  $S$  и снижения напряжения в кристаллической решетке. Для сплава Д21 соотношение  $R=4,14$ .

Особую группу составляют сплавы средней легированности по Cu и Mg: Д16, Д16ч., Д16п.ч., 1163, имеющие соотношение  $R$  в интервале 1,11 (Д16, Д16ч.)–1,13 (Д16п.ч., 1163). В структуре этих сплавов наряду с наличием значительного количества фазы  $\theta$ , которая определяет их склонность к естественному старению (возврату), а также к пониженной коррозионной стойкости, содержится большой объем фазы  $S$ , увеличивающей жаропрочность сплавов.

Добавление к сплавам типа Д16 магния в количестве в среднем ~0,5% (по массе) полностью избавляет сплав Д19 от присутствия в структуре фазы  $\theta$  (см. рис. 1, *a*, *b*), что несколько улучшает его коррозионную стойкость и жаропрочность (см. табл. 1, рис. 2). Для сплава Д19 значение  $R=0,78$ .

Дальнейшая трансформация свойств сплавов дюралевой группы происходит при добавлении к сплаву Д19 приблизительно 0,5% (по массе) Mg, что определяет композицию сплава ВАД1 (см. рис. 1, *a*). В этом сплаве за счет еще большего подавления диффузии наблюдается незначитель-

ное улучшение коррозионной стойкости и жаропрочности. Химический состав сплава ВАД1 сместился в алюминиевый угол системы Al–Cu–Mg в зону небольшого повышения значений жидкотекучести [11, 24, 25]. В результате сплав ВАД1 был рекомендован в качестве свариваемого (ААрДЭС и ТЭС) сплава для изделия А-4. Для сплава ВАД1 соотношение  $R=0,64$ .

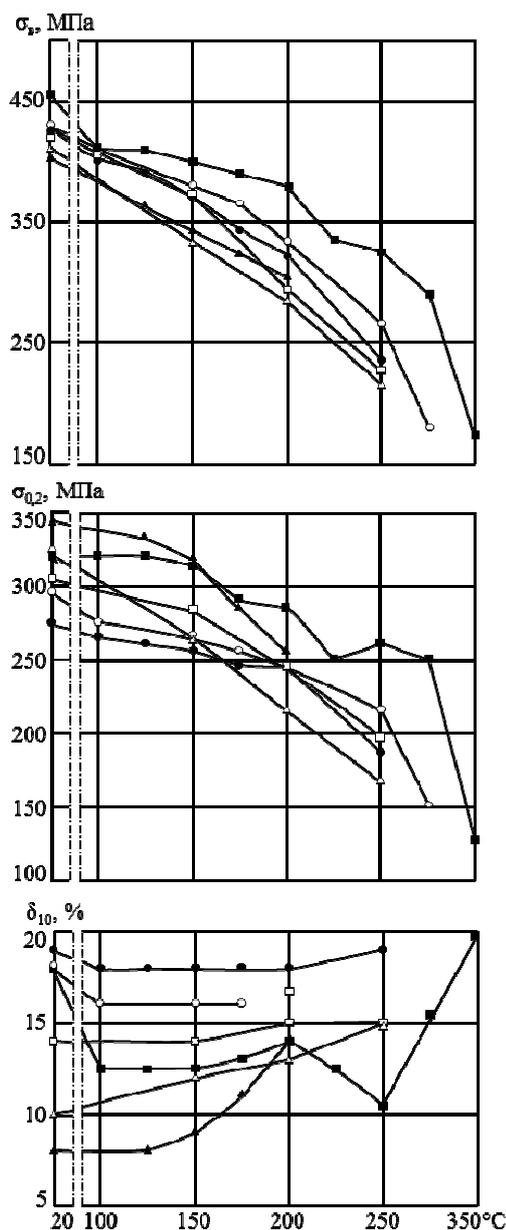


Рис. 2. Характер изменения значений механических свойств при 100–350°C плакированных листов толщиной 2–3 мм жаропрочных конструктивных алюминиевых сплавов (направление: П) систем Al–Cu–Mg и Al–Cu (кратковременные испытания, статическое растяжение): 1151-Т (■); Д19-Т (○); Д16-Т (●); АК4-1ч.-Т1 (▲); Д21-Т1 (□); 1201-Т1 (△)

Таблица 1

Механические свойства при 20–350°C плакированных (А) листов толщиной 2–3 мм  
(направление: П) жаропрочных конструкционных алюминиевых сплавов  
систем Al–Cu–Mg и Al–Cu при статическом растяжении (кратковременные испытания)

Свойства	Значения механических свойств при температуре испытания, °С							
	20	100	125	150	175	200 (225)	250	300 (350)
Сплав 1151-Т								
$\sigma_b$ , МПа	455	410	410	400	390	380 (335)	325	290 (170)
$\sigma_{0,2}$ , МПа	320	320	320	315	290	285 (250)	260	250 (125)
$\delta_{10}$ , %	18	12,5	12,5	12,5	13	14 (12,5)	10,5	15,5 (20)
Сплавы Д19 (1190)-Т; Д19ч. (1192)-Т*								
$\sigma_b$ , МПа	430	410	–	380	365	335	265	180
$\sigma_{0,2}$ , МПа	295	275	–	265	255	245	215	150
$\delta_{10}$ , %	18	16	–	16	16	–	–	–
Сплавы Д16 (1160)-Т, Д16ч. (1162)-Т*								
$\sigma_b$ , МПа	426	402	392	372	343	323	235	–
$\sigma_{0,2}$ , МПа	274	265	260	255	245	245	186	–
$\delta_{10}$ , %	19	18	18	18	18	18	19	–
Сплав АК4-1ч. (1142)-Т1 (Т2)*								
$\sigma_b$ , МПа	402	–	363	343	323	304	–	–
$\sigma_{0,2}$ , МПа	343	–	333	318	284	255	–	–
$\delta_{11,3\sqrt{F}}$ , %	8	–	8	9	11	14	–	–
Сплав Д21 (1210)-Т1*								
$\sigma_b$ , МПа	421	–	–	373	–	294	225	–
$\sigma_{0,2}$ , МПа	304	–	–	284	–	245	196	–
$\delta_{10}$ , %	14	–	–	14	–	15	15	–
Сплав 1201-Т1*								
$\sigma_b$ , МПа	412	–	–	333	–	284	215	–
$\sigma_{0,2}$ , МПа	323	–	–	265	–	215	166	–
$\delta_{10}$ , %	10	–	–	12	–	13	15	–

Продолжение таблицы

Механические свойства при 20–350°C плакированных (А) листов толщиной 2–3 мм (направление: П)  
жаропрочных конструкционных деформируемых алюминиевых сплавов М40, ВАД1 (Al–Cu–Mg)  
при статическом растяжении (кратковременные испытания)

Свойства	Значения механических свойств при температуре испытания, °С				
	20	150	200	250	350
Сплав М40 (1171)-Т1*					
$\sigma_b$ , МПа	380	345	295	225	90
$\sigma_{0,2}$ , МПа	235	225	205	175	–
$\delta_{10}$ , %	16	17	19	19	42
Сплав ВАД1 (1191)-Т*					
$\sigma_b$ , МПа	431	392	333	265	108
$\sigma_{0,2}$ , МПа	274	265	225	206	98
$\delta_{10}$ , %	22	18	12	18	30

\* Данные в соответствии с [12, 13].

В структуре сплава Д19п.ч. отсутствует фаза  $\theta$ , увеличение содержания Mg не привело к повышению содержания фазы S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ), так как легированность сплава по Cu не изменилась. Для сплава Д19п.ч. (заклепки) соотношение  $R=0,56$ , что приводит к заметному увеличению в структуре этого сплава наличия свободных атомов Mg, препятствующих прохождению диффузии и способствующих снижению технологической пластичности.

Из рассматриваемых сплавов системы Al–Cu–Mg (см. рис. 1, а) наиболее низколегированными являются сплавы АК4-1 и АК4-2. Соотношение  $R$  для сплавов типа АК4 составляет 0,77. Таким образом, в структуре отсутствует фаза  $\theta$ , но в кристаллической решетке твердого раствора содержатся избыточные атомы Mg. Общая низкая легированность Cu и Mg сплавов группы АК4 приводит к образованию малого количества фазы упрочнителя S, а следовательно, к пониженным значениям прочностных и жаропрочных характеристик. С целью повышения значений прочностных характеристик в композицию сплавов группы АК4 введены добавки (до 1,2–1,4% по массе) Ni и Fe. Введение Ni и Fe [26], образующих большое количество нерастворимых и хрупких интерметаллидов с высокими значениями  $H_u$ , МПа:

Интерметаллид  $\text{Al}_9\text{FeNi} \dots 8600\text{--}9870$  (при 20°C)  
7190 (при 300°C)

Интерметаллид  $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni} \dots 7400$  (при 20°C), несколько повышает значение текучести при 20–150°C (см. табл. 1, рис. 2), но одновременно снижает значение относительного удлинения. Присутствие нерастворимых хрупких интерметаллидов оказывает негативное воздействие на технологичность и работоспособность сплавов группы АК4.

В системе Al–Cu–Mg расположен первый свариваемый жаропрочный конструкционный деформируемый сплав М40 (см. рис. 1, а), разработанный в 1954–1956 гг. коллективом ученых под руководством д.т.н., профессора О.С. Бочвар. Уникальность композиции сплава М40 обеспечивало присутствие в структуре только одной фазы упрочнителя S, которая способствовала повышению жаропрочности. Для сплава М40 соотношение  $R=0,37$ . Расположение сплава М40 за квазибинарным разрезом  $\alpha$ -S приводит к весьма значительному повышению содержания в кристаллической решетке твердого раствора атомов Mg. Структуру сплава М40 можно схематично представить как наличие большого количества фазы S в твердом растворе магналиевого сплава (например, сплавы  $\text{AMg}_3$  и  $\text{AMg}_4$ ). Специфика структуры сплава М40 в определенной степени негативно повлияла на его технологичность при холодной деформации. Отличительной особенностью сплава М40, как выяснилось при его внедрении, явилась также пониженная технологичность при литье, холодной деформации и сварке. Как показали более поздние исследования алюминиевого угла системы Al–Cu–Mg, композиция сплава

М40 расположена в области высокой горячеломкости и низкой жидкотекучести [11, 24, 25, 27–31]. Естественно, при разработке сплава результаты последующих подробных исследований алюминиевого угла системы Al–Cu–Mg не были известны. Свариваемость (ААрДЭС) сплава была значительно улучшена применением разработанного в ВИАМ в 1974 г. сплава 1177 для сварочной проволоки. Сплавы М40 и 1177 были внедрены в изделие «Гранит».

Глубокие систематизированные исследования влияния Cu и Mg на различные характеристики сплавов алюминиевого угла системы Al–Cu–Mg [11, 24, 25, 27–31] способствовали установлению концентрационной области с низкой горячеломкостью и высокой жидкотекучестью. Эта область явилась основополагающей для разработки композиций свариваемых жаропрочных конструкционных алюминиевых сплавов. Так, были разработаны композиции наиболее жаропрочных коррозионностойких и технологичных сплавов 1150, 1151, 1153 (запатентован) с содержанием Cu и Mg, близким к эквивалентному [11, 32, 33].

Сплав 1151, освоенный промышленностью и успешно примененный в ряде изделий, имеет значение  $R=1,05$ . В результате:

- в кристаллической решетке твердого раствора, несмотря на высокую легированность Cu и Mg, отсутствует напряженность – параметр решетки сплава 1151 равен параметру чистого Al (0,4049 нм);

- наличие значительного содержания атомов Mg и отсутствие напряженности в кристаллической решетке ( $R \approx 1$ ) приводит к весьма сильному торможению диффузионных процессов даже при воздействии повышенных температур;

- в структуре присутствует только одна диффузионно-подвижная фаза-упрочнитель – S.

Специфика легированности сплава 1151 обуславливает торможение диффузионных процессов в твердом растворе, обеспечивая повышенную жаропрочность по сравнению с другими конструкционными деформируемыми сплавами. Сплав 1151 обладает хорошей свариваемостью всеми видами сварки, так как расположен в обнаруженной исследованиями [24, 25, 27–32] области алюминиевого угла системы Al–Cu–Mg с низкой горячеломкостью и высокой жидкотекучестью.

Установление закономерности зависимости от легированности сплавов системы Al–Cu–Mg значений различных характеристик способствует большему пониманию возможности каждого сплава и уточнению области его применения.

Для проведения более четкой и объективной оценки работоспособности рассматриваемых сплавов в условиях нагревов предлагается в качестве критерия *температурного разупрочнения* ( $K$ ) – величина относительной потери (в %) значений прочностных характеристик ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) под воздействием температур. Предлагаются два метода расчета

темпа разупрочнения: интегрированный ( $K_i$ ) и дифференцированный ( $K_d$ ).

$$K_i^B = \frac{\sigma_B^{20^\circ} - \sigma_B^{t_n}}{\sigma_B^{20^\circ}} \cdot 100\%, \quad (1)$$

$$K_d^B = \frac{\sigma_B^{t_n} - \sigma_B^{t_{n+1}}}{\sigma_B^{t_n}} \cdot 100\%, \quad (2)$$

$$K_i^S = \frac{\sigma_{0,2}^{20^\circ} - \sigma_{0,2}^{t_n}}{\sigma_{0,2}^{20^\circ}} \cdot 100\%, \quad (3)$$

$$K_d^S = \frac{\sigma_{0,2}^{t_n} - \sigma_{0,2}^{t_{n+1}}}{\sigma_{0,2}^{t_n}} \cdot 100\%, \quad (4)$$

где  $i$  – индекс интегрированного метода расчета;  $d$  – индекс дифференцированного метода расчета;  $B$  – индекс расчета потерь предела прочности;  $S$  – индекс расчета потерь предела текучести;  $t_n$  – индекс конкретной рассматриваемой температуры;  $t_{n+1}$  – индекс последующей температуры;  $\sigma_B^{t_n}$ ,  $\sigma_{0,2}^{t_n}$  и т. п. – значения пределов прочности и текучести при определенной температуре.

При первом методе расчета (индекс  $i$ ) темпа разупрочнения величины прочностных характеристик при каждой температуре соотносятся со значениями подобных характеристик при 20°C. Второй вариант расчета (индекс  $d$ ) основан на сопоставлении значений прочностных характеристик

Таблица 2

Темп разупрочнения ( $K_i^B$ ;  $K_d^B$ ;  $K_i^S$ ;  $K_d^S$ ) \* жаропрочных конструкционных алюминиевых сплавов систем Al–Cu–Mg и Al–Cu при воздействии температур 100–350°C (статическое растяжение, кратковременные испытания, листы плакированные (А) толщиной 2–3 мм, направление: П)

Температура испытаний, °С	Величина темпа разупрочнения, %	
	$\sigma_B$ ( $K_i^B/K_d^B$ )	$\sigma_{0,2}$ ( $K_i^S/K_d^S$ )
Сплав 1151-Т		
100	9,9/9,9	0/0
125	9,9/9	0/0
150	12,1/2,4	1,6/1,6
175	14,3/2,5	9,4/7,9
200	16,5/2,6	10,9/1,7
225	26,4/11,8	21,9/12,3
250	28,6/3	18,75/4
300	36,3/10,8	21,9/3,85
350	62,6/41,4	60,9/50
Сплавы Д19 (1190)-Т; Д19ч. (1192)-Т		
100	4,65/4,65	6,9/6,9
150	11,6/7,3	10,2/3,6
175	15,1/4	13,6/3,8
200	22/8,2	17/3,9
250	38,4/20,9	27,1/12,2
300	58,1/32,1	49,2/30,2
Сплавы Д16 (1160)-Т; Д16ч. (1162)-Т		
100	5,6/5,6	3,3/3,3
125	8/2,5	5,1/1,9
150	12,7/5,1	6,9/1,9
175	19,5/7,8	10,6/3,9
200	24,2/5,8	10,6/0
250	44,8/27/2	32,1/24,1
Сплав АК4-1ч. (1142)-Т1 (Т2)		
125	9,7/9,7	2,9/2,9
150	14,7/5,5	7,3/4,5
175	19,7/5,8	17,2/10,7
200	24,4/5,9	25,1/10,2
Сплав Д21 (1210)-Т1		
150	11,4/11,4	6,6/11,4
200	30,2/21,2	19,4/13,7
250	46,6/23,5	35,5/20
Сплав 1201-Т1		
150	19,2/19,2	18/18
200	31,1/14,7	33,4/18,9
250	47,8/24,3	48,6/22,8

для предыдущей и последующей температур (например, со значением  $\sigma_b$  при 150°C сопоставляется значение  $\sigma_b$  при 200°C и т. д.).

Результаты расчета *темпа разупрочнения* для всех рассматриваемых сплавов представлены в табл. 2, а характер изменения значений  $K$  в интервале температур 100–350°C – на рис. 3.

Сопоставление характера распределения значений  $K_i$  и изменений абсолютных значений прочностных характеристик (см. рис. 2 и 3) показало, что они практически являются зеркальным отражением относительно оси температур. На рис. 3 различия кривых рассматриваемых сплавов более контрастны, при этом у всех сплавов (кроме 1151) наблюдается монотонное разупрочнение. Подобный характер разупрочнения обусловлен наложением двух процессов: быстрой зонной эволюции фазы  $\theta$  и образованием стехиометрических дисперсных частиц фазы  $S$ . По мере увеличения в сплавах фазы  $S$  (вследствие повышения содержа-

ния  $Mg$ ) происходит замедление процесса разупрочнения при низкотемпературном (100–150 и 175°C) распаде твердого раствора, например, у сплавов Д16, 1163, Д19, ВАД1. Сплав 1151 – с эквивалентным наличием  $Cu$  и  $Mg$  ( $R=1,05$ ) – содержит только фазу  $S$ , поэтому обладает наибольшей жаропрочностью и наименьшими значениями  $K_i^B$  и  $K_i^S$  из всех рассматриваемых сплавов, при этом менее монотонный характер разупрочнения (при 100–350°C) соответствует значениям  $\sigma_{0,2}$ .

Особый интерес представляет характер изменения *темпа разупрочнения* сплава 1151 (см. рис. 3), рассчитанный дифференцированным методом ( $K_d^B, K_d^S$ ). В условиях воздействия температур до 200°C происходит упрочнение сплава за счет подстаривания, что приводит к нулевым значениям  $K_d^B$  в интервале температур до 200°C, для  $K_d^S$  – до 150°C.

Необходимо отметить, что под воздействием повышенных температур специфика распада твер-

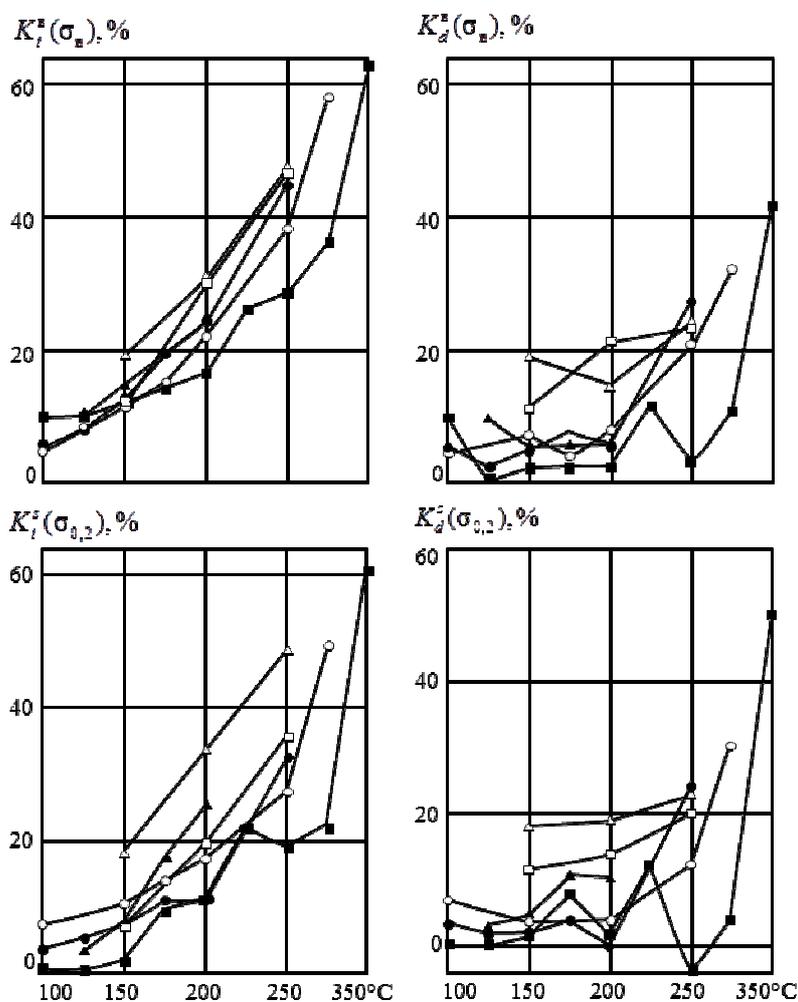


Рис. 3. Характер изменения темпа разупрочнения ( $K_i^B; K_d^B; K_i^S; K_d^S$ ) при температуре 100–350°C жаропрочных конструктивных алюминиевых сплавов систем  $Al-Cu-Mg$  и  $Al-Cu$  (плакированный (А) лист толщиной 2–3 мм, направление: П, кратковременные испытания, статическое растяжение):

1151-Т (■); Д19-Т (○); Д16-Т (●); АК4-1ч.-Т1 (Т2) (▲); Д21-Т1 (□); 1201-Т1 (△)

дого раствора сплавов с эквиатомным содержанием Cu и Mg заключается в образовании дисперсных частиц фазы S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) без изменения соотношений легирующих атомов ( $R=1$ ), оставшихся в кристаллической решетке, снижается лишь уровень его легированности. Химический состав твердого раствора этих сплавов в процессе распада не выходит за пределы плоскости эквиаомного содержания Cu и Mg (см. рис. 1, а, б), сохраняя его жаропрочность и особенности распада.

Для всех остальных сплавов алюминиевого угла системы Al–Cu–Mg, не имеющих эквиаомного содержания Cu и Mg, в результате распада твердый раствор практически полностью теряет жаропрочность.

Исследование структуры сплава 1151 методом электронной микроскопии (при увеличении 20000–50000) показало возникновение отдельных тонких, коротких игольчатых выделений фазы S. При отсутствии зонного старения с повышением температуры количество и длина игольчатых выделений увеличиваются без потери их когерентности с решеткой  $\alpha$ -твердого раствора. По мере роста дисперсионных частиц в направлении  $\langle 120 \rangle_\alpha$  в плоскостях  $\{210\}_\alpha$  возникает напряженность в прилегающих атомных слоях твердого раствора. С повышением температуры (для  $\sigma_b$  – до 225°C, для  $\sigma_{0,2}$  – до 175°C) наблюдается некоторое возрастание значений  $K_d^a$  и  $K_d^s$ : за счет роста размера иглообразных частиц и появления укрупненных (веретенообразных) частиц нарушается их когерентность с матрицей, что приводит к росту темпа разупрочнения. Возрастание температуры до 250°C и, следовательно, повышение дальнейшего распада твердого раствора приводит к появлению тонких иглообразных выделений в перпендикулярном направлении по отношению к первичным выделениям, возникших при более низких температурах. Этот процесс вызывает упрочнение сплава 1151 и заметное снижение темпа разупрочнения. Начиная с 300°C (см. рис. 3) происходит нарушение когерентности вторичных частиц фазы S с матрицей и возрастает значение темпа разупрочнения (350°C). Однако фактические значения  $\sigma_b$  и  $\sigma_{0,2}$  сплава 1151 остаются все же выше, чем у других сплавов системы Al–Cu–Mg (см. рис. 2). Сплав 1151 (см. рис. 3) – единственный из всех рассматриваемых жаропрочных сплавов системы Al–Cu–Mg – обладает способностью

упрочняться при высокотемпературных нагревах.

В результате заторможенности диффузионных процессов в сплаве 1151 даже при воздействии высоких температур необходим температурно-временной интервал для накопления энергии в кристаллической решетке твердого раствора для прохождения дальнейших структурных эволюций, приводящих к упрочнению (см. рис. 3).

Применение дифференцированного метода расчета темпа разупрочнения в определенной степени способствует пониманию тонких структурных процессов в сплавах системы Al–Cu–Mg.

Анализ результатов системного изучения сплавов алюминиевого угла (Al–Cu–Mg), установление закономерностей связи между легированностью, структурными эволюциями и основными значениями характеристик сплавов, определяющих их работоспособность и потребительскую ценность, позволяют утверждать, что наиболее перспективными для греющихся изделий являются сплавы с эквиаомным содержанием Cu и Mg. При дальнейших работах с указанными сплавами необходимо также учитывать результаты ранее опубликованных работ [34–36], направленных на исследование тонких структурных превращений в сплавах системы Al–Cu–Mg.

На основе анализа воздействия различных содержаний атомов Cu и Mg на эволюцию структуры промышленных сплавов алюминиевого угла системы Al–Cu–Mg, установлены закономерности изменения их жаропрочности и других характеристик. Представленные значения жаропрочности и некоторых потребительских свойств конструкционных сплавов системы Al–Cu–Mg могут быть полезны при выборе и разработке новых материалов для греющихся летательных аппаратов различного назначения.

С целью проведения более четкого сравнения и выбора сплава предложен критерий оценки жаропрочности – *темпа разупрочнения* при нагревах; представлена методика его расчета.

Показано, что наиболее перспективными конструкционными материалами являются сплавы с эквиаомным содержанием Cu и Mg, например сплав 1151.

Автор выражает большую благодарность А.В. Козлову за оказание помощи в техническом оформлении работы.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Бочвар А.А. //Изв. АН СССР. 1944. №6. С. 358–366.
2. Бочвар А.А. Металловедение. М.: Металлургиздат. 1956. 495 с.
3. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 167–182.
4. Фридляндер И.Н. Алюминий и его сплавы. М.: Знание. 1965. 61 с.
5. Чирков Е.Ф. О старение сплава М40 /В кн.: Металловедение сплавов легких металлов. М.: Наука. 1970. С. 63–71.
6. Чирков Е.Ф. Жаропрочный сплав М40. Алюминиевые сплавы. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные сплавы. М.: Металлургия. 1972. С. 123–131.
7. Колобнев И.Ф. Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов. М.: Металлургия. 1973. 320 с.
8. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. М.: Металлургия. 1979. 208 с.
9. Квасов Ф.И., Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы типа дуралюмин. М.: Металлургия. 1984. 240 с.
10. Phillips H.W.L. Annotated Equilibrium Diagrams of Some Aluminium Alloy Systems. The Inst. of Met. Monograph and Report Series. 1959. №25. 86 p.
11. Чирков Е.Ф. О природе воздействия Cu и Mg на эволюцию структуры и жаропрочность алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Mg //ТЛС. 2002. №4. С. 64–70.
12. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 157–167.
13. Машиностроение: Энциклопедия. Т. II-3. Цветные металлы и сплавы. М.: Машиностроение. 2001. 880 с.
14. Бочвар О.С., Походаев К.С., Синанян Л.Г. //Изв. АН СССР. Металлы. 1969. №1. С. 199.
15. Гинье А. Неоднородные металлические твердые растворы. М.: Иностран. лит. 1962. 187 с.
16. Багаряцкий Ю.А. Рентгенография в физическом металлургии. М.: Металлургиздат. 1961. 186 с.
17. Panseri C., Federighi T. //Acta. Met. 1958. №3. P. 1223.
18. De Sorbo W., Turnbull D. //Acta. Met. 1958. №7. P. 83.
19. Panseri C., Federighi T. //Phil. Met. 1963. №11. P. 575.
20. Wilson R.N., Moore D.M., Forsyth P.Y.E. //J. Inst. Met. 1967. №95. P. 177.
21. Westmacott K.A., Barnes R.N., Hull D., Smallman R.E. //Phis. Mag. 1961. №6. P. 929.
22. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М., Металлургия. 1979. 480 с.
23. Бочвар О.С., Походаев К.С. Тройные системы. Металловедение алюминия и его сплавов. М.: Металлургия. 1971. С. 102–208.
24. Чирков Е.Ф. Закономерности изменения горячеломкости и жидкотекучести жаропрочных алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Mg в зависимости от содержания Cu, Mg и добавок переходных металлов /В сб.: Авиационные материалы и технологии. Вып. «Перспективные алюминиевые, магниевые и титановые сплавы для авиакосмической техники». М.: ВИАМ. 2002. С. 104–125.
25. Chirkov E.F. Laws of Fluidity Variation for Aluminium Alloys of Al–Cu–Mg System /In: Proc. ICAA-5. 1996. Part 1. P. 265.
26. Иванько А.А. Твердость: Справочник. Киев: Наукова думка. 1968. 125 с.
27. Чирков Е.Ф. Склонность некоторых алюминиево-магниевых сплавов к образованию горячих трещин //Сварочное производство. 1982. №5 С. 10–13.
28. Чирков Е.Ф. Закономерности изменения горячеломкости алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Mg //Изв. АН СССР. Металлы. 1983. №3. С. 175–181.
29. Chirkov E.F. Mn, Ti, Fe Effect on Hot Shortness of Al–Cu–Mg System Alloy Located in Phase Region  $\alpha$ -S /In: Proc. ICAA-6. 1998. Part 1. P. 595–601.
30. Chirkov E.F., Dolzhanski Y.M. Transition Metal Small Additions Effect on Hot Shortness of High – Temperature Weldable Alloy 1151 (Al–Cu–Mg) /In: Proc. ICAA-7. 2000. Part 3. P. 1731–1737.
31. Chirkov E.F., Dolzhanski Y.M., Fridlyander I.N. Change of Fluidity of Aluminium Superalloy 1151 (Al–Cu–Mg) During its Alloying by Transition Metals /In: Proc. ICAA-7. 2000. Part 1. P. 331–338.
32. Chirkov E.F. Fundamentals of Developing Compositions for Weldable Wrought Aluminium Alloys with Enhanced Heat Resistance /In: Proc. ICAA-9. 2005. P. 692–699.
33. Chirkov E.F., Fridlyander I.N., Cherkassov V.V. Universal Structural Weldable Aluminium Alloy 1151 with Improved Corrosion Resists for Operation at Elevated and Cryogenic Temperature /In: Proc. ICAA-6. 1998. V. 3. P. 2041.
34. Алексеев А.А., Бер Л.Б., Климович Л.Г., Коробов О.С. Высокотемпературное старение сплава Al–1,3 ат.% Cu–1,3 ат.% Mg. Стадия когерентных выделений //ФММ. 1982. Т. 53. №4. С. 772–779.
35. Алексеев А.А., Бер Л.Б. Диаграммы фазовых превращений при старении сплавов системы Al–Cu–Mg //ТЛС. 1991. № 1. С. 9–13.
36. Alekseev A.A., Ananov V.N., Ber L.B., Kaputkin E.Ya. The Structure of Strengthening Precipitates Forming in High-Temperature of Al–Cu–Mg Alloys //The Physics of Metals and Metallography. 1993. V. 75. №3. P. 279–285.