

УДК 539.4:629.7.015.4:669

О ДЕФОРМИРОВАНИИ И РАЗРУШЕНИИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОЗИЦИЙ КИНЕТИЧЕСКОЙ КОНЦЕПЦИИ ПРОЧНОСТИ

М. Г. Петров, А. И. Равикович

Сибирский научно-исследовательский институт авиации им. С. А. Чаплыгина,
630051 Новосибирск

Проведен термоактивационный анализ опытных данных по деформированию и разрушению алюминиевых сплавов 1201 Т1, Д16 Т и АК4-1 Т1. Эксперименты проводились при постоянных нагрузках в условиях ползучести и при возрастающих нагрузках. Длительность испытаний составляла от долей секунды до десяти тысяч часов, температурный диапазон — от 77 до 473 К. Определены активационные параметры в уравнениях скоростей установившейся ползучести и пластической деформации. Получена информация о взаимосвязи пластического деформирования и разрушения. Показано влияние релаксационных явлений на величину скорости пластической деформации. Приведены характеристики пластичности сплавов и особенности их изменения в зависимости от температуры и длительности разрушения.

Ключевые слова: разрушение, алюминиевые сплавы, прочность, долговечность, ползучесть.

Введение. В теории прочности твердых тел одним из сложных и малоизученных является вопрос о взаимодействии и взаимовлиянии деформирования и разрушения. Внутренние процессы, происходящие при деформировании и разрушении материалов, весьма сложны и разнообразны. Недостаточная изученность их связи с макроскопическими характеристиками твердого тела, воспринимающего силовое воздействие, привела к большой дифференциации исследований в этой области. В результате проблема оценки работоспособности материалов оказалась разделенной на независимые части в соответствии с характером нагружения и условиями эксплуатации (кратковременная и длительная прочность, пластичность и ползучесть, усталость, термоциклическая прочность и т. п.). В то же время с накоплением большого количества опытных данных о поведении многих материалов (полимеров, металлов и сплавов) при различных режимах нагружения и температурных воздействиях появилась возможность по-новому, в рамках единого подхода, рассмотреть процессы разрушения и деформирования твердых тел под нагрузкой.

Основой такого подхода явилось общее физическое представление об участии теплового движения атомов в разрушении и деформировании. При этом важная роль отводилась нерегулярности теплового движения — возникновению тепловых флуктуаций. Этот подход, называемый в настоящее время кинетической концепцией разрушения, был сформулирован в начале 1950-х гг. С. Н. Журковым и последовательно изложен в ряде работ, например в [1–4]. С позиций кинетического подхода пластическое деформирование кристаллических материалов рассматривается как термоактивированный процесс движения дислокаций и других дефектов, идущий во времени при активирующем воздействии напряжений [2, 3, 5]. Он может не сопровождаться возникновением несплошностей таких размеров, при которых исчезают силы межатомного взаимодействия в объеме дефекта. В этом случае межатомные связи нарушаются лишь временно и по окончании акта деформирования вновь восстанавливаются — частично или полностью. Разрушение трактуется

как необратимый термоактивированный процесс накопления во времени несплошностей (субмикро- и микротрещин, пор), дальнейший рост которых приводит к появлению признаков макроразрушения — макротрещин.

В нагруженном материале одновременно протекают оба процесса — перемещение групп атомов относительно друг друга и развитие очагов разрушения. Кинетика и механизмы этих процессов различные. В зависимости от условий нагружения иногда удается установить основной механизм того или иного процесса, иногда — выявить их взаимодействие [2].

В данной работе излагаются результаты исследований взаимосвязи между деформированием и разрушением конструкционных алюминиевых сплавов на основе кинетического подхода, являющихся продолжением исследования прочности и долговечности алюминиевых сплавов 1201 Т1, Д16 Т и АК4-1 Т1, применяемых в авиастроении [6]. Все полученные в работе и использованные нами экспериментальные данные по деформированию и разрушению этих сплавов относятся к одноосному растяжению образцов постоянными и монотонно возрастающими нагрузками при различных температурно-временных режимах испытаний.

Связь между долговечностью и скоростью пластической деформации. Согласно кинетическому подходу [1–4] в нагруженном теле рассматриваются два разных одновременно идущих физических процесса — деформирование и разрушение. Каждый процесс имеет свою скорость. Макроскопическая деформация и появление макротрещин — результат этих двух процессов.

На основании опытов, проведенных на многих материалах [1–3], установлено, что зависимость времени разрушения τ (долговечности) от приложенного напряжения σ и абсолютной температуры T может быть представлена формулой

$$\tau = \tau_0 \exp((U_0 - \gamma\sigma)/(RT)). \quad (1)$$

Здесь τ_0 , U_0 , γ — коэффициенты; R — универсальная газовая постоянная. Величина, обратная долговечности, характеризующая среднюю скорость разрушения $\dot{\omega}_m$, определяется по уравнению

$$\dot{\omega}_m = 1/\tau = \nu_0 \exp(-(U_0 - \gamma\sigma)/(RT)), \quad (2)$$

где $\nu_0 = 1/\tau_0$ — частотный множитель.

Зависимость скорости установившейся ползучести $\dot{\epsilon}_p$ от приложенного напряжения σ имеет вид

$$\dot{\epsilon}_p = \dot{\epsilon}_{0p} \exp(-(Q_0 - \alpha\sigma)/(RT)). \quad (3)$$

Текущее значение скорости пластической деформации материала $\dot{\epsilon}$ определяется как

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp(-(Q_0 - \alpha\sigma)/(RT)). \quad (4)$$

В уравнениях (3), (4) $\dot{\epsilon}_{0p}$, $\dot{\epsilon}_0$, Q_0 , α — коэффициенты.

При изменяющихся во времени напряжениях $\sigma(t)$ обычно используют принцип линейного суммирования повреждений и, переходя к скорости разрушения $\dot{\omega}$ при постоянных U_0 и γ , время разрушения τ определяют из соотношения

$$\int_0^\tau \dot{\omega}(\sigma, T, t) dt = \int_0^\tau \nu_0 \exp\left(-\frac{U_0 - \gamma\sigma(t)}{RT}\right) dt = 1. \quad (5)$$

Коэффициентам τ_0 , ν_0 , U_0 , $\dot{\epsilon}_{0p}$, $\dot{\epsilon}_0$, Q_0 , γ , α отводится роль физических констант и параметров. Относительно физического смысла этих коэффициентов в [1, 2, 4] сделаны следующие заключения:

1. Коэффициент τ_0 находится в пределах $10^{-11} \div 10^{-14}$ с, что практически совпадает с периодом тепловых колебаний атомов в твердых телах; соответственно, $\nu_0 = 1/\tau_0$ с⁻¹ характеризует частоту колебаний. Коэффициенты $\dot{\epsilon}_{0p}$ и $\dot{\epsilon}_0$ по порядку величин близки к частотному множителю ν_0 , но их физический смысл требует более детальной интерпретации.

2. Коэффициенты U_0 и Q_0 имеют размерность энергии (кДж/моль); U_0 связывают с энергией распада атомно-молекулярных связей и называют начальной энергией активации разрушения, Q_0 — начальной энергией активации деформирования. Оба коэффициента слабо зависят от структуры материала.

3. Коэффициенты γ и α являются структурно-чувствительными параметрами. Коэффициент γ называют активационным объемом при разрушении и определяют как произведение атомного объема на коэффициент перенапряжений в местах локального развития разрушения. Коэффициент α связывают с активационным объемом при деформировании, но относительно его физического смысла полной ясности пока нет.

Одинаковая структура уравнений (2)–(4), определяющих скорости процессов разрушения и деформирования, указывает на возможную связь между долговечностью и скоростью пластической деформации. Для выявления этой связи следует определить и сопоставить активационные параметры (U_0 , γ и Q_0 , α) скоростей обоих процессов.

Рассмотрим связь между долговечностью и скоростью установившейся ползучести на примере обработки экспериментальных данных, полученных при испытаниях образцов сплава 1201 Т1. Информация об использованных образцах, оборудовании и методике проведения эксперимента содержится в [6]. Данные о долговечности образцов этого сплава, полученные в [6], были дополнены данными о ползучести при постоянных нагрузках и температурах 398 К и 433 К. В ходе испытаний образцов через определенные промежутки времени проводились измерения деформаций ползучести. При каждом температурно-силовом режиме испытывалось по пять образцов. Отдельно для каждого образца строилась кривая ползучести, по которой (следуя стандартной методике) определялась скорость установившейся ползучести, а затем находилась средняя скорость для пяти образцов данного режима испытаний. Кроме того, после разрушения всех образцов, испытанных в данной работе и в [6], определялись остаточное удлинение $\delta = (l - l_0)/l_0$ и истинная деформация в шейке $\epsilon_* = \ln(F_0/F)$, где l_0 и l , F_0 и F — соответственно длина и площадь поперечного сечения образца до и после испытаний. Режимы испытаний и средние значения определенных из опытов величин для сплава 1201 Т1, а также сплавов Д16 Т и АК4-1 Т1 приведены в табл. 1–3. Для испытаний при постоянных нагрузках в табл. 1 и 2 указаны начальные значения напряжений σ_0 . В табл. 3 для возрастающих нагрузок вместо времени разрушения τ указано время нагружения t_* до достижения максимального напряжения σ_* в месте локализации деформации, при котором наступало макроразрушение образца.

Методика обработки экспериментальных данных для определения активационных параметров Q_0 и α в уравнении (3) аналогична методике, изложенной в [6] при определении U_0 и γ . Приняв в условиях ползучести при постоянной нагрузке $\sigma \approx \sigma_0 = \text{const}$, представим зависимость (3) в виде

$$Q(\sigma) = Q_0 - \alpha\sigma = RT \ln(\dot{\epsilon}_{0p}/\dot{\epsilon}_p). \quad (6)$$

Коэффициент $\dot{\epsilon}_{0p}$ определим на основе обработки экспериментальных данных ползучести сплава 1201 Т1, учитывая при этом продолжительность стадии установившейся ползучести, которая должна составлять основную часть времени разрушения. Этому условию соответствовали режимы: $T = 398$ К, $\sigma_0 = 260$ МПа и $T = 433$ К, $\sigma_0 = 240$ и 220 МПа (см. табл. 1). Полагая $\dot{\epsilon}_{0p} = \epsilon_p \nu_0$, где $\epsilon_p = \dot{\epsilon}_p \tau$ — деформация, накопленная со скоростью установившейся ползучести за время разрушения образца, найдем среднее значение $\epsilon_p \approx 3 \cdot 10^{-2}$. Тогда при $\tau_0 = 10^{-13}$ с [6] и, соответственно, $\nu_0 = 10^{13}$ с⁻¹ получим $\dot{\epsilon}_{0p} = 3 \cdot 10^{11}$ с⁻¹.

Таблица 1

Результаты испытаний алюминиевого сплава 1201 Т1 при постоянных нагрузках

T , К	σ_0 , МПа	τ , с	$\dot{\varepsilon}_p$, с ⁻¹	δ	ε_*	ε_p
398	300	$5,76 \cdot 10^5$	$8,80 \cdot 10^{-9}$	0,061	0,272	$5,07 \cdot 10^{-3}$
	280	$4,83 \cdot 10^6$	$2,75 \cdot 10^{-9}$	0,048	0,153	$1,33 \cdot 10^{-2}$
	260	$2,36 \cdot 10^7$	$1,29 \cdot 10^{-9}$	0,060	0,129	$3,04 \cdot 10^{-2}$
	240	$1,8 \cdot 10^6$ *	$5,97 \cdot 10^{-10}$	—	—	—
423	240	$1,44 \cdot 10^7$	—	0,04	0,085	—
433	280	$2,72 \cdot 10^4$	—	0,072	0,478	—
	260	$1,22 \cdot 10^5$	—	0,067	0,448	—
	250	$4,02 \cdot 10^5$	—	0,070	0,375	—
	240	$1,46 \cdot 10^6$	$1,66 \cdot 10^{-8}$	0,064	0,260	$2,42 \cdot 10^{-2}$
	220	$1,44 \cdot 10^7$	$2,39 \cdot 10^{-9}$	0,046	0,108	$3,44 \cdot 10^{-2}$
	200	$1,8 \cdot 10^6$ *	$1,02 \cdot 10^{-9}$	—	—	—
	180	$1,8 \cdot 10^6$ *	$3,09 \cdot 10^{-10}$	—	—	—
	160	$1,8 \cdot 10^6$ *	$3,42 \cdot 10^{-10}$	—	—	—
448	200	$1,52 \cdot 10^7$	—	0,042	0,095	—
	180	$4,06 \cdot 10^7$	—	0,035	0,070	—
473	160	$1,83 \cdot 10^7$	—	0,036	0,078	—
	140	$4,26 \cdot 10^7$	—	0,036	0,042	—

* Испытания были прекращены.

Таблица 2

Результаты испытаний алюминиевых сплавов Д16 Т и АК4-1 Т1 при постоянных нагрузках

T , К	Д16 Т				АК4-1 Т1			
	σ_0 , МПа	τ , с	δ	ε_*	σ_0 , МПа	τ , с	δ	ε_*
423	240	$8,78 \cdot 10^6$	0,048	0,693	280	$1,51 \cdot 10^6$	0,039	0,505
448	240	$4,23 \cdot 10^5$	0,065	0,650	240	$8,57 \cdot 10^5$	0,058	0,501
	200	$2,14 \cdot 10^6$	0,082	0,673	—	—	—	—
	160	$1,35 \cdot 10^7$	0,068	0,718	—	—	—	—
	140	$1,66 \cdot 10^7$	0,061	0,866	—	—	—	—
473	—	—	—	—	160	$1,25 \cdot 10^6$	0,079	0,810

Уравнение (6) позволяет графически представить результаты измерений скоростей установившейся ползучести при различных напряжениях и температурах. По измеренным в эксперименте значениям $\dot{\varepsilon}_p$ (табл. 1) при соответствующих σ_0 и T и известном $\dot{\varepsilon}_{0p}$ вычисляем по (6) $RT \ln(\dot{\varepsilon}_{0p}/\dot{\varepsilon}_p)$. По этим данным строим график зависимости Q от σ . Если точки, отвечающие разным значениям $\dot{\varepsilon}_p$, T и σ , группируются вдоль прямой $Q(\sigma) = Q_0 - \alpha\sigma$, то это свидетельствует о справедливости уравнения (3) и постоянстве параметра α . Прямая I на рис. 1 показывает зависимость, полученную обработкой экспериментальных данных по методу наименьших квадратов. Точка пересечения этой прямой с осью ординат и тангенс угла наклона определяют значения Q_0 и α . На этом рисунке и далее на рис. 2, 4, 5 цифрами обозначены точки, которым соответствуют следующие значения температуры: 1 — 77 К, 2 — 123, 3 — 223, 4 — 293, 5 — 373, 6 — 398, 7 — 423, 8 — 433, 9 — 448, 10 — 473 К.

Таблица 3

Результаты испытаний алюминиевых сплавов при возрастающих нагрузках

T, К	Д16 Т				АК4-1 Т1				1201 Т1			
	σ_* , МПа	t_* , с	δ	ε_*	σ_* , МПа	t_* , с	δ	ε_*	σ_* , МПа	t_* , с	δ	ε_*
77	812	45,0	0,133	0,145	741	30,0	0,089	0,405	709	37,0	0,093	0,240
123	747	34,0	0,085	0,181	699	52,0	0,089	0,439	—	—	—	—
223	694	52,0	0,140	0,198	—	—	—	—	—	—	—	—
293	763	$1,53 \cdot 10^{-3}$	0,153	0,274	666	21,0	0,103	0,452	567	$2,32 \cdot 10^2$	0,091	0,229
	706	$1,13 \cdot 10^{-1}$	0,141	0,223	682	$3,01 \cdot 10^4$	0,101	0,455	563	$9,30 \cdot 10^6$	0,093	0,277
	658	62,0	0,133	0,189	702	$7,25 \cdot 10^6$	0,118	0,447	545	$4,62 \cdot 10^7$	—	0,272
	644	$4,53 \cdot 10^7$	0,127	0,158	698	$3,71 \cdot 10^7$	0,099	0,458	—	—	—	—
373	722	$1,40 \cdot 10^{-3}$	0,140	0,275	—	—	—	—	598	$2,04 \cdot 10^2$	0,101	0,311
	651	$9,60 \cdot 10^{-2}$	0,120	0,211	657	$2,76 \cdot 10^4$	0,115	0,485	—	—	—	—
	634	39,0	0,118	0,198	621	$1,05 \cdot 10^6$	0,110	0,486	—	—	—	—
398	—	—	—	—	—	—	—	576	$2,12 \cdot 10^2$	0,100	0,370	
423	662	$1,29 \cdot 10^{-3}$	0,129	0,223	—	—	—	—	—	—	—	—
	652	$9,0 \cdot 10^{-2}$	0,113	0,233	—	—	—	—	—	—	—	—
	610	41,0	0,122	0,236	569	$8,49 \cdot 10^5$	0,087	0,592	—	—	—	—
448	—	—	—	—	—	—	—	521	$1,94 \cdot 10^2$	0,103	0,431	
473	686	$9,80 \cdot 10^{-4}$	0,098	0,328	—	—	—	—	454	$1,78 \cdot 10^2$	0,111	0,576
	612	$8,40 \cdot 10^{-2}$	0,105	0,298	—	—	—	—	—	—	—	—
	592	38,0	0,114	0,296	483	$7,03 \cdot 10^5$	0,090	0,962	—	—	—	—

Для иллюстрации взаимосвязи скоростей установившейся ползучести и разрушения на рис. 1 представлены также данные из [6], относящиеся к силовой зависимости энергии активации разрушения $U(\sigma) = U_0 - \gamma\sigma$ для тех режимов испытаний, при которых $\gamma = \gamma_{\min}$. Прямая II, соответствующая этой зависимости, охватывает диапазон режимов с температурой $293 \div 473$ К. Практическое совпадение зависимостей $Q(\sigma)$ и $U(\sigma)$ означает равенство активационных параметров скоростей обоих процессов: $U_0 \approx Q_0$ и $\gamma_{\min} \approx \alpha_{\min}$. Значение $Q_0 = 208$ кДж/моль с точностью до трех значащих цифр совпало с U_0 [6]. Коэффициент α_{\min} оказался равным 0,198 при $\gamma_{\min} = 0,188$ кДж/(моль · МПа) [6]. Различие между α_{\min} и γ_{\min} не превышает обычных погрешностей определения активационного объема γ (± 10 % [1]). Приведенные экспериментальные зависимости указывают на тесную связь обоих процессов.

При выполнении условий $U_0 = Q_0$ и $\gamma = \alpha$ из уравнений (1) и (3) следует, что произведение $\dot{\varepsilon}_p \tau = \dot{\varepsilon}_0 \tau_0 = \text{const}$, и, следовательно, деформация установившейся ползучести ε_p , накопленная за время разрушения образца, когда продолжительность установившейся стадии составляет основную часть этого времени, должна быть примерно постоянной величиной. Равенство U_0 и Q_0 , γ и α указывает на взаимосвязь процессов деформирования и разрушения на микроуровне [2, 3], но на макроуровне постоянство $\dot{\varepsilon}_p \tau$, иллюстрирующее эту взаимосвязь, может нарушаться. Причин тому несколько. Пластическая деформация, с одной стороны, подготавливает акт разрушения, с другой — способствует релаксационным процессам [2, 3]. Кроме того, воздействие напряжений и пластическая деформация

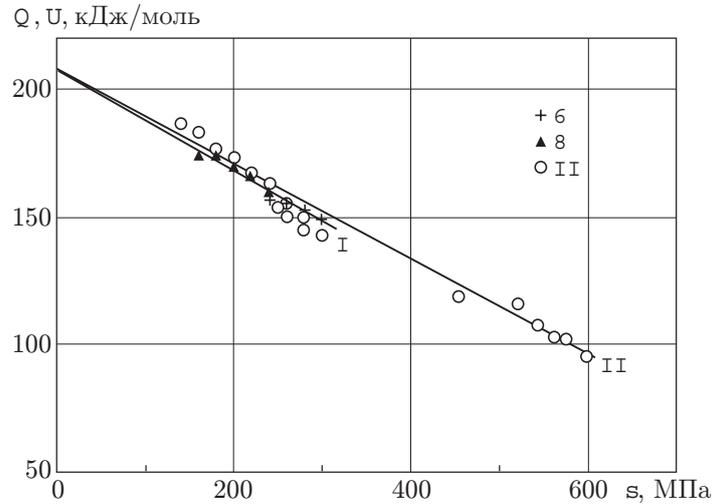


Рис. 1

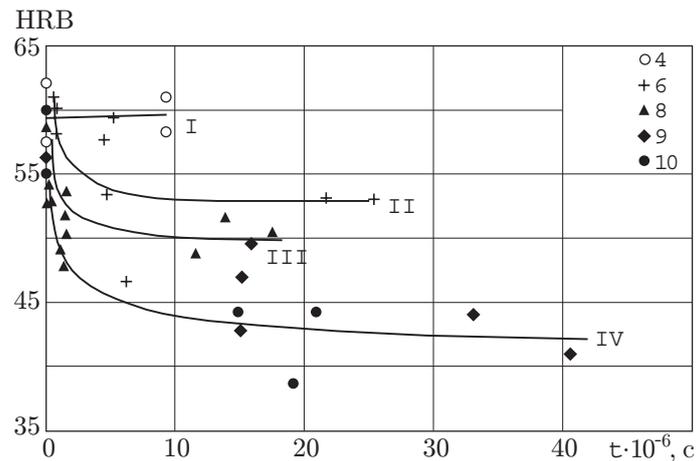


Рис. 2

ускоряют распад металлического пересыщенного твердого раствора в дисперсионно твердеющих алюминиевых сплавах [7].

Для сплава 1201 в состоянии Т1 температурный интервал, в котором проводились испытания, является областью деформационного старения, поэтому время выдержки сплава при температуре испытаний может оказывать влияние на его прочностные и деформационные свойства. Это влияние усиливается при активирующем действии напряжений. Старение сплава сопровождается изменением его твердости, что позволяет судить об изменении свойств сплава.

Нами было исследовано влияние времени выдержки образцов из сплава 1201 Т1 на твердость при совместном действии температуры и нагрузки. Твердость по методу Роквелла (шкала В) измерялась после разрыва образца вблизи места разрушения. Изменение твердости сплава 1201 Т1 в зависимости от времени испытаний и температуры показано на рис. 2. Кривые I, II и III соответствуют значениям температуры 293 К, 398 К и 433 К, а кривая IV — диапазону температуры 448 ÷ 473 К. Как видно из рисунка, выдержка сплава под нагрузкой при комнатной температуре не привела к заметному изменению его твердости. Но при повышенных температурах с течением времени произошло уменьшение твердости, причем чем выше была температура, тем больше снижалась твердость. Одна-

Таблица 4

Сравнение активационных параметров процессов деформирования и разрушения алюминиевых сплавов

Марка сплава	Q_0 , $\frac{\text{кДж}}{\text{моль}}$	α_{\min} , $\frac{\text{кДж}}{\text{моль} \cdot \text{МПа}}$	α_{\max} , $\frac{\text{кДж}}{\text{моль} \cdot \text{МПа}}$	U_0 , $\frac{\text{кДж}}{\text{моль}}$	γ_{\min} , $\frac{\text{кДж}}{\text{моль} \cdot \text{МПа}}$	γ_{\max} , $\frac{\text{кДж}}{\text{моль} \cdot \text{МПа}}$
1201 Т1	208	0,198	0,268	208	0,188	0,264
Д16 Т	194	0,132	0,206	193	0,135	0,203
АК4-1 Т1	194	0,126	0,237	193	0,126	0,234

ко с увеличением продолжительности выдержки твердость сплава практически перестала изменяться. Поэтому можно считать, что в той области, в которой определялась скорость установившейся ползучести, свойства сплава изменялись незначительно.

Для сплавов Д16 Т и АК4-1 Т1 активационные параметры Q_0 и α_{\min} определялись по средней скорости пластической деформации $\dot{\epsilon}_m$ на основе обработки опытных данных ползучести этих сплавов при постоянной нагрузке, приведенных в табл. 2. Средняя скорость пластической деформации вычислялась делением остаточного удлинения при разрушении δ на время разрушения τ . Методика обработки экспериментальных данных для определения активационных параметров Q_0 и α_{\min} в уравнении (4) аналогична методике определения этих параметров в уравнении (3). При условиях $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_m$ и $\sigma \approx \sigma_0 = \text{const}$ зависимость (4) представлялась в виде

$$Q(\sigma) = Q_0 - \alpha\sigma = RT \ln(\dot{\epsilon}_0/\dot{\epsilon}_m), \quad (7)$$

где коэффициент $\dot{\epsilon}_0$ согласно [1] принят равным 10^{12} с^{-1} , что также соответствует полученным экспериментальным данным.

По найденным значениям $\dot{\epsilon}_m = \delta/\tau$ (см. табл. 2) для каждого сплава строились зависимости $RT \ln(\dot{\epsilon}_0/\dot{\epsilon}_m)$ от σ , графики которых представляли прямые линии вида (7), и затем определялись параметры Q_0 и $\alpha = \alpha_{\min}$. Полученные значения Q_0 и α_{\min} для сплавов Д16 Т и АК4-1 Т1 и значения U_0 и γ_{\min} из [6] приведены в табл. 4. Из сопоставления этих данных видно, что активационные параметры процессов деформирования и разрушения сплавов Д16 Т и АК4-1 Т1 близки между собой по величине точно так же, как и аналогичные параметры сплава 1201 Т1, когда Q_0 и α_{\min} определялись по скоростям установившейся ползучести.

Как было показано в [6] при изучении разрушения алюминиевых сплавов, структурно-чувствительный параметр γ в зависимости от условий испытаний может изменяться и отличаться по величине от γ_{\min} . Область изменения активационного объема γ находилась в диапазоне от γ_{\max} до γ_{\min} , что объяснялось влиянием релаксации локальных напряжений. При определенных условиях испытаний (повышенная температура, длительное нагружение или невысокий уровень действующих напряжений) релаксационные процессы протекают в основном в начальный период разрушения материала, поэтому большая часть процесса разрушения проходит при минимальном значении локальных напряжений в материале и, соответственно, при минимальном значении активационного объема γ . Максимального значения γ_{\max} активационный объем достигал в случаях, когда релаксация локальных напряжений практически отсутствовала (криогенная температура, ударное нагружение). В этих же опытах измерялись и деформационные характеристики сплавов (см. табл. 3).

Релаксационные процессы могут приводить к изменению значений параметров зависимостей (3) и (4) [2]. Опытные данные, приведенные в табл. 3, позволяют оценить величину α_{\max} при тех же условиях испытаний, в которых был определен γ_{\max} . Подставив в уравнение скорости пластической деформации (4) вместо σ переменную $\sigma(t)$, проинтегри-

руем его, приняв остаточное удлинение δ за пластическую деформацию, соответствующую моменту макроразрушения:

$$\int_0^{\tau} \dot{\epsilon}(\sigma, T, t) dt = \int_0^{\tau} \dot{\epsilon}_0 \exp\left(-\frac{Q_0 - \alpha\sigma(t)}{RT}\right) dt = \delta. \quad (8)$$

Пусть напряжения увеличиваются с постоянной скоростью w до тех пор, пока в момент времени t_* не произойдет разрыв образца при напряжении σ_* . Подставляя в (8) $\tau = t_*$ и $\sigma(t) = wt$ ($w = \sigma_*/t_*$), получим

$$B\sigma_* = -\ln(At_*(1 - \exp(-B\sigma_*))/(B\sigma_*)), \quad (9)$$

где $A = \dot{\epsilon}_0 \exp(-Q_0/(RT))/\delta$, $B = \alpha/(RT)$. Здесь Q_0 и $\dot{\epsilon}_0$ имеют те же значения, что и в испытаниях при постоянных нагрузках. Параметр $\alpha = \alpha_{\max}$ вычисляется из (9) методом последовательных приближений по данным σ_* , t_* , T , δ (табл. 3). Усредненные значения α_{\max} для трех исследуемых сплавов приведены в табл. 4. Как видно из сопоставления α_{\max} с α_{\min} , релаксационные процессы оказывают существенное влияние на скорость пластической деформации. Для сравнения в табл. 4 включены значения активационного объема γ_{\max} тех же сплавов из [6].

Полученные близкие значения активационных параметров деформирования Q_0 , α_{\max} , α_{\min} и соответствующих параметров разрушения U_0 , γ_{\max} , γ_{\min} указывают на взаимосвязь обоих процессов, а также на одинаковую чувствительность их к эволюции структуры материала. У всех трех марок сплавов зависимости $U(\sigma)$ и $Q(\sigma)$ одинаковые, несмотря на то, что эти сплавы отличаются по химическому составу и термообработке. В то же время, как видно из табл. 1–3, более заметные изменения в зависимости от режима испытаний каждого сплава претерпевает остаточная деформация ε_* .

Особенности пластического деформирования сплавов 1201 Т1, Д16 Т, АК4-1 Т1. Соотношение между ε_p , δ и ε_* зависит от марки и термообработки сплава, определяющих особенности процесса старения в каждом из них, и от того, как этот процесс связан с разрушением и деформированием. Следует иметь в виду, что разрушение — это процесс локального масштаба, но происходящий одновременно во многих локальных объемах. Долговечность, определяемая в эксперименте, относится, как правило, к какому-либо одному объему. Остаточная же пластическая деформация — это суммарный результат локальных процессов, происходящих как в местах локализации разрушения, так и в других объемах. Пластическая деформация распределена по объему материала неравномерно. Остаточное удлинение является усредненной характеристикой пластического течения по объему образца. В нем значительную долю составляет деформация тех объемов материала, где процесс разрушения находится на разных стадиях развития.

С местом разрушения связана локальная деформация в шейке образца ε_* . Казалось бы, что локализация деформации в шейке должна давать существенный вклад в остаточное удлинение образца. Однако процесс старения сплава при повышенной температуре под напряжением дает разный эффект в зависимости от его состава и структуры. На рис. 3 показаны статистические зависимости между остаточным удлинением δ и локальной деформацией ε_* в шейке образца, построенные по данным табл. 1–3 методом наименьших квадратов. Если для сплава 1201 Т1 корреляция между ними положительная (прямая I), то для сплава Д16 Т она отрицательная (прямая II). У сплава же АК4-1 Т1 корреляция между δ и ε_* зависит от того, при каких комбинациях температуры и напряжений шел процесс разрушения. Этот сплав подвергается фазовому старению до второго максимума твердости [8]. Если разрушение происходит при больших напряжениях или более высокой температуре, то имеет место слабая отрицательная корреляционная зависимость между δ и ε_* (прямая III, возрастающие нагрузки). При меньших напряжениях в том же диапазоне

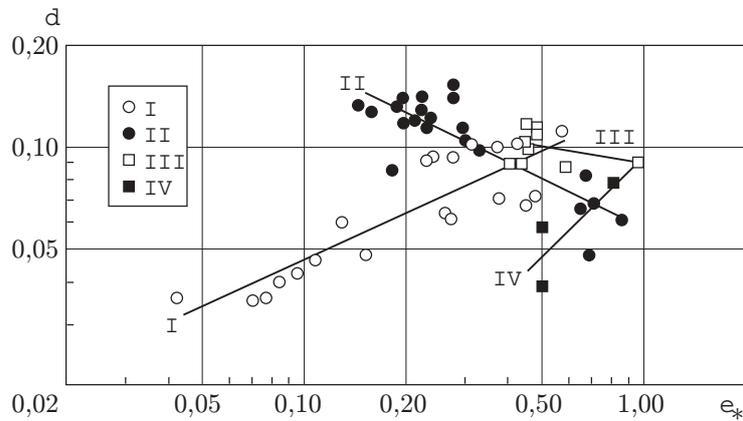


Рис. 3

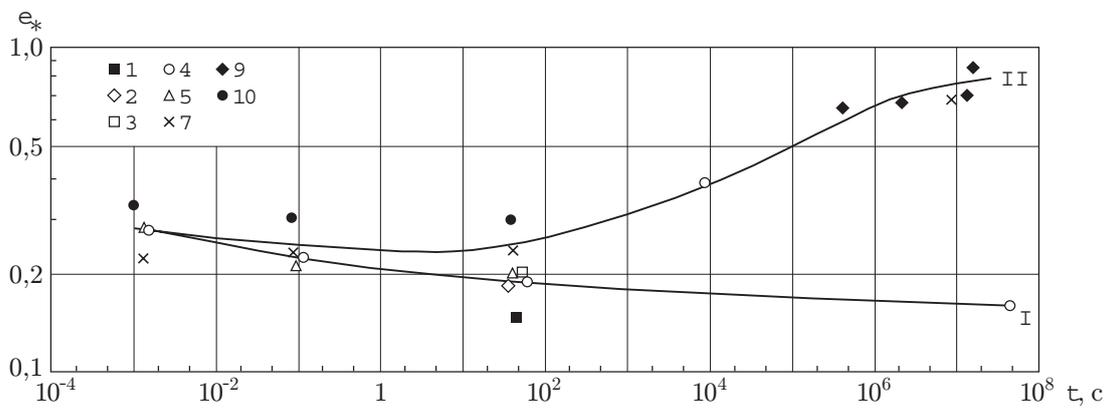


Рис. 4

температуры обе величины имеют меньшие значения. В результате получается положительная корреляционная связь между ними, в данном случае в сравнительно небольшом интервале долговечности (прямая *IV*, постоянные нагрузки).

Особенности состава и структуры сплавов оказывают влияние на процесс старения и характер зависимости остаточной деформации от температуры и времени действия нагрузки. На рис. 4 приведены зависимости остаточной деформации ε_* в шейке образцов сплава Д16 Т от температуры и времени разрушения. Кривая *I* соответствует температуре 293 К, кривая *II* — диапазону температуры 423 ÷ 473 К. Отметим, что в диапазоне температуры 77 ÷ 293 К остаточная деформация ε_* изменялась незначительно, в то время как продолжительность испытаний варьировалась от тысячных долей секунды до десяти тысяч часов. Другие тенденции изменения ε_* прослеживаются в том же интервале времени при более высокой температуре. В этом случае у сплава Д16 Т наблюдается минимум пластичности, различный по величине и времени для разных значений температуры. Для сплава АК4-1 Т1 характерно сохранение пластичности, которую он приобрел в процессе искусственного старения при температуре (468 ± 5) К [8], если температура испытаний была ниже этого значения. При более высокой температуре остаточная деформация ε_* возрастает (см. табл. 2 и 3).

Если Д16 Т и АК4-1 Т1 принадлежат системе Al–Cu–Mg, то сплав 1201 Т1 относится к системе Al–Cu–Mn. Кроме того, он содержит меди несколько больше величины ее полной растворимости при температуре нагрева под закалку [8]. Все это сказывается на ходе процесса старения данного сплава. На рис. 5 приведены зависимости ε_* от темпе-

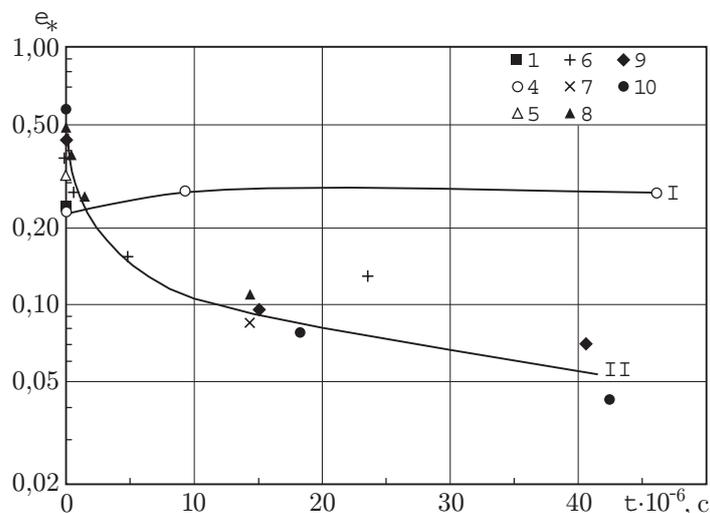


Рис. 5

ратуры и времени разрушения для сплава 1201 Т1. Кривая *I* соответствует температуре 293 К, кривая *II* — диапазону температуры 398 ÷ 473 К. При комнатной температуре ϵ_* практически остается неизменной как при кратковременном разрушении, так и при длительном. В условиях нагрева при кратковременных стандартных испытаниях образцов на разрыв ϵ_* возрастает с повышением температуры. Однако по мере увеличения времени испытаний при повышенных температурах происходит значительное уменьшение остаточной деформации ϵ_* . Такое снижение пластичности сплава при длительном действии нагрузки в условиях повышенной температуры усиливает опасность разрушения элементов конструкций с концентраторами напряжений, на что следует обратить внимание при их проектировании.

На основе представленных экспериментальных данных о деформировании и разрушении трех марок конструкционных алюминиевых сплавов и проведенного термоактивационного анализа определены кинетические параметры скоростей установившейся ползучести и пластической деформации. Сопоставление этих параметров с аналогичными параметрами скорости процесса разрушения в широком температурно-временном диапазоне показало тесную взаимосвязь обоих процессов, а также одинаковую реакцию структурно-чувствительных коэффициентов α и γ на релаксационные явления в сплавах при одних и тех же условиях испытаний.

В исследованных нами случаях температурно-силовые режимы испытаний были таковы, что процессы деформирования и разрушения, взаимодействуя между собой, имели близкие по значению кинетические параметры. В тех случаях, когда следствием разных скоростей процессов деформирования, разрушения и структурных изменений оказывается сложная зависимость кинетических параметров от условий испытаний, целесообразно обращаться к реологическим моделям [9], позволяющим по временным шагам оценивать изменения активационных параметров процессов во времени.

ЛИТЕРАТУРА

1. Регель В. Р., Слуцкер А. И., Томашевский Э. Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974.
2. Степанов В. А., Песчанская Н. Н., Шпейзман В. В. Прочность и релаксационные явления в твердых телах. Л.: Наука. Ленингр. отд-ние, 1984.

3. **Владимиров В. И.** Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984.
4. **Петров В. А., Башкарев А. Я., Веттегрень В. И.** Физические основы прогнозирования долговечности конструкционных материалов. СПб.: Политехника, 1993.
5. **Ивенс А., Роулингс Р.** Термически активированная деформация кристаллических материалов // Термически активированные процессы в кристаллах. М.: Мир, 1973. С. 172–206.
6. **Петров М. Г., Равикович А. И.** Кинетический подход к определению долговечности алюминиевых сплавов при различных температурно-временных условиях нагружения // ПМТФ. 2001. Т. 42, № 4. С. 190–196.
7. **Буйнов Н. Н., Захарова Р. Р.** Распад металлических пересыщенных твердых растворов. М.: Металлургия, 1964.
8. **Промышленные** алюминиевые сплавы / Под ред. Ф. И. Классова, И. М. Фридляндера. М.: Металлургия, 1984.
9. **Петров М. Г.** Реологические свойства материалов с позиций физической кинетики // ПМТФ. 1998. Т. 39, № 1. С. 119–128.

Поступила в редакцию 23/IV 2003 г.
