

УДК 539.4: 629.7.015.4: 669

НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ И ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

М. Г. Петров, А. И. Равикович

Сибирский научно-исследовательский институт авиации им. С. А. Чаплыгина,
630051 Новосибирск
E-mail: markp@online.nsk.su

Исследовано накопление локальных и объемных повреждений в алюминиевых сплавах Д16 АТ и 1201 Т1, применяемых в авиастроении. Локальные повреждения вычислялись по результатам термоактивационного анализа остаточной долговечности образцов сплава Д16 АТ после предварительного пластического деформирования. Объемные повреждения определялись по дефекту модуля упругости методом измерения частоты собственных колебаний образцов сплава 1201 Т1. Образцы испытывались на долговечность при постоянных растягивающих нагрузках и повышенной температуре. Представлена зависимость локальных повреждений от величины предварительной пластической деформации при комнатной температуре. Выполнен расчет остаточной долговечности образцов с учетом повреждений материала на начальной стадии процесса разрушения и проведено его сравнение с экспериментом. Приведены данные о кинетике накопления объемных повреждений в зависимости от режима испытаний образцов.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, разрушение, локальное и объемное повреждение, пластическая деформация, долговечность, ползучесть, дефект модуля.

Введение. Алюминиевые сплавы Д16 Т, АК4-1 Т1 и 1201 Т1, свойства которых сформированы специальной термической обработкой, по своей природе не могут быть однородными и стабильными. Кроме того, как и в любом промышленном сплаве, в них присутствуют дефекты на микроструктурном уровне. При нагружении дополнительно появляются и развиваются субмикро- и микротрещины, поры и другие повреждения различного масштабного уровня. Процесс накопления повреждений тесно связан с пластическим деформированием. Чтобы разрыв атомных связей в локальном объеме, ответственном за разрушение, стал необратимым, в нем должна произойти перегруппировка атомов, т.е. микропластическая деформация. Вследствие роста поврежденности сплава и структурных изменений (в том числе связанных с пластической деформацией) на макроуровне наблюдаются уменьшение модуля упругости, возрастание демпфирования, изменение скоростей процессов деформирования и разрушения.

Существует несколько критериев разрушения. За параметры поврежденности в них обычно принимаются деформация, энергия, затраченная при разрушении, или относительное время пребывания под нагрузкой. Но в сложных структурно-нестабильных сплавах эти критерии соответствуют экспериментам лишь в частных случаях.

С позиций кинетической концепции прочности в рамках общего подхода к решению задач рассматривается концентрационный критерий разрушения [1, 2]. Согласно этой концепции разрушение является необратимым процессом накопления повреждений, возникающих в результате термофлуктуационных разрывов межатомных связей в механически

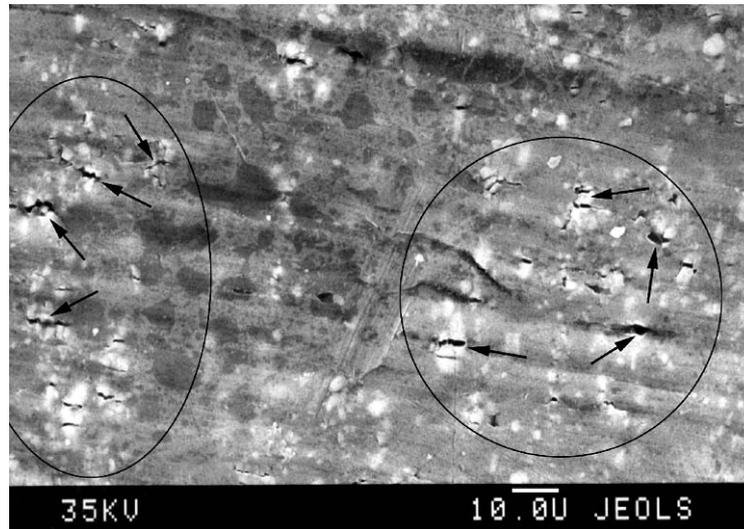


Рис. 1. Зоны поверхностных микротрещин, образовавшихся в результате монотонного нагружения образца сплава АК4-1 Т1 при комнатной температуре до остаточной деформации $\varepsilon_p = 0,067$ (стрелками показаны наиболее крупные микротрещины)

напряженном материале. При любом виде нагружения макроразрушение (появление макротрещины) происходит вследствие достижения в локальном объеме пороговой концентрации повреждений, вызывающей лавинообразный процесс их объединения.

Скорость увеличения концентрации и размеров повреждений непостоянна и зависит от материала, условий нагружения и вида напряженно-деформированного состояния (НДС). От вида НДС зависит также и месторасположение в структуре материала зон с повышенной концентрацией повреждений. Кинетика накопления повреждений в структурно-нестабильных материалах, какими являются дисперсионно твердеющие алюминиевые сплавы, еще мало изучена.

В данной работе на основе кинетической концепции прочности продолжены и расширены начатые в [3–5] исследования разрушения алюминиевых сплавов, применяемых в авиастроении. Рассмотрены примеры оценок локальной и объемной поврежденности в образцах из этих сплавов, испытанных при одноосном растяжении.

Оценка локальной поврежденности материала по остаточной долговечности образцов. Использование концентрационного критерия при определении прочности и долговечности алюминиевых сплавов показало, что необходимо различать локальную и объемную поврежденности [6]. Под локальной поврежденностью подразумевалось образование в каком-либо локальном объеме материала микротрещин и пор (не сплошностей), достижение со временем пороговой концентрации которых приводит к появлению макротрещины. Одновременно с этим происходит накопление повреждений во многих других локальных объемах, количество которых зависит от условий и характера нагружения. В каждом из таких объемов процесс разрушения может находиться на разных стадиях и концентрация повреждений будет иметь различную величину. Совокупность повреждений во всех локальных объемах относится к объемной поврежденности. С объемной поврежденностью связывается, например, пластическая деформация, являющаяся также суммарным результатом течения материала по всем локальным объемам [6].

Неоднородность структуры сплава является причиной неравномерного распределения внутренних напряжений в материале под нагрузкой. Это, в свою очередь, приводит к

тому, что концентрация микротрещин в локальных объемах распределяется также неравномерно. На рис. 1 приведена электронная микрофотография поверхности образца сплава АК4-1 Т1, пластически деформированного до остаточной деформации $\varepsilon_p = 0,067$ при комнатной температуре. Видны зоны с повышенной концентрацией микротрещин, между которыми повреждения практически отсутствуют. Когда концентрация микротрещин (или — в общем случае — относительная доля пустот) в какой-либо одной из таких зон достигнет пороговой величины, начинается процесс их объединения в зародыш макротрещины. Теоретические оценки этого процесса даны, например, в [7]. Если среднее расстояние между микротрещинами становится равным примерно трем их размерам [2], начинается лавинообразный процесс их слияния. Такая оценка согласуется с экспериментальным измерением относительной потери плотности материала к моменту его полного разрушения при постоянных напряжениях [8]. Согласно данным, полученным в [9] при компьютерном моделировании накопления повреждений в поперечном сечении образца, предельная концентрация несплошностей в плоскости разрушения, приводящая к их лавинообразному слиянию, составляет 8–10 %. Данный критерий, названный концентрационным критерием разрушения, находит подтверждение на разных масштабных уровнях [2].

Рассмотрим способ оценки величины локальной поврежденности сплава Д16 АТ по остаточной долговечности образцов, предварительно пластически деформированных растяжением при комнатной температуре. Плоские образцы изготавливались из листов закаленного и естественно состаренного сплава Д16 АТ толщиной 3 мм. Предварительная пластическая деформация составляла 2, 4, 6 и 8 %. Образцы испытывались на долговечность при постоянных нагрузках в диапазоне температур $398 \div 473$ К и напряжений $180 \div 420$ МПа. Первичные экспериментальные данные испытаний отдельно по каждому образцу сплава в исходном состоянии и после пластического деформирования приведены в [3]. В табл. 1 даны средние логарифмические значения долговечности образцов в зависимости от напряжений и температуры испытаний.

Обратимся к уравнению, определяющему связь между долговечностью τ , напряжением σ и абсолютной температурой T , которая выражается формулой [1]

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{RT}\right), \quad (1)$$

где τ_0 , U_0 , γ — коэффициенты; R — универсальная газовая постоянная. Согласно [1, 2] коэффициенты τ_0 , U_0 и γ имеют определенный физический смысл. В работе [2] уточняется интерпретируемый ранее в [1] смысл этих коэффициентов. Действие тепловых флуктуаций рассматривается применительно не к отдельному атому, а к определенной группе атомов. Вводится понятие дилатона — области с характерным линейным размером Λ . В соответствии с дилатонной моделью зарождения трещин коэффициенты τ_0 , U_0 и γ определяются соответственно периодом тепловых колебаний дилатона $\tau_{0d} = \tau_0$, его начальной энергией активации $U_{0d} = U_0$ и активационным объемом образования дилатона $\gamma_d = \gamma$. Коэффициент γ полагается пропорциональным податливости атомных связей и коэффициенту перенапряжений (перегрузки) в местах локального развития разрушения.

При снижении уровня локальных перенапряжений коэффициент γ уменьшается, что приводит в соответствии с уравнением (1) к возрастанию долговечности. С этой точки зрения предварительная пластическая деформация, сопровождающаяся релаксацией внутренних напряжений, в том числе в результате первоочередного разрушения наиболее перенапряженных зон в материале, должна уменьшить коэффициент γ , увеличив тем самым остаточную долговечность. Вместе с тем процесс разрушения, сопровождающий пластическое деформирование, приводит к появлению в материале повреждений, что уменьшает остаточную долговечность. Суммарный результат этих взаимосвязанных и противоположно влияющих процессов может быть различным. Из табл. 1 видно, что в результате

Таблица 1

Экспериментальные и расчетные значения долговечности образцов сплава Д16 АТ
в исходном состоянии и после предварительной пластической деформации

Режим испытаний		Долговечность τ_* , с				
T , К	σ_0 , МПа	$\varepsilon_p = 0$	$\varepsilon_p = 2$	$\varepsilon_p = 4$	$\varepsilon_p = 6$	$\varepsilon_p = 8$
398	420	$5,76 \cdot 10^4$ $8,22 \cdot 10^4$	$4,86 \cdot 10^4$ $1,28 \cdot 10^5$	$1,21 \cdot 10^5$ $1,66 \cdot 10^5$	$1,75 \cdot 10^5$ $1,90 \cdot 10^5$	— $1,95 \cdot 10^5$
	400	$2,16 \cdot 10^5$ $1,79 \cdot 10^5$	$3,02 \cdot 10^5$ $2,61 \cdot 10^5$	$3,31 \cdot 10^5$ $3,25 \cdot 10^5$	— $3,68 \cdot 10^5$	$2,84 \cdot 10^5$ $3,70 \cdot 10^5$
423	380	$2,73 \cdot 10^4$ $3,02 \cdot 10^4$	$6,44 \cdot 10^4$ $3,90 \cdot 10^4$	$9,09 \cdot 10^4$ $4,43 \cdot 10^4$	$9,23 \cdot 10^4$ $4,94 \cdot 10^4$	$1,14 \cdot 10^5$ $4,72 \cdot 10^4$
	360	$1,25 \cdot 10^5$ $6,30 \cdot 10^4$	$1,80 \cdot 10^5$ $7,60 \cdot 10^4$	$1,64 \cdot 10^5$ $8,30 \cdot 10^4$	$1,67 \cdot 10^5$ $9,26 \cdot 10^4$	$1,76 \cdot 10^5$ $8,62 \cdot 10^4$
	340	$2,27 \cdot 10^5$ $1,30 \cdot 10^5$	$3,05 \cdot 10^5$ $1,47 \cdot 10^5$	$2,89 \cdot 10^5$ $1,56 \cdot 10^5$	$2,77 \cdot 10^5$ $1,71 \cdot 10^5$	$2,19 \cdot 10^5$ $1,57 \cdot 10^5$
	320	$2,90 \cdot 10^5$ $2,67 \cdot 10^5$	— $2,88 \cdot 10^5$	$3,70 \cdot 10^5$ $2,94 \cdot 10^5$	— $3,17 \cdot 10^5$	$2,45 \cdot 10^5$ $2,88 \cdot 10^5$
448	300	$4,18 \cdot 10^4$ $4,91 \cdot 10^4$	$6,28 \cdot 10^4$ $4,76 \cdot 10^4$	$4,46 \cdot 10^4$ $4,53 \cdot 10^4$	$4,67 \cdot 10^4$ $4,74 \cdot 10^4$	$3,04 \cdot 10^4$ $4,18 \cdot 10^4$
	280	$9,36 \cdot 10^4$ $9,74 \cdot 10^4$	$9,47 \cdot 10^4$ $8,94 \cdot 10^4$	$9,82 \cdot 10^4$ $8,25 \cdot 10^4$	$7,52 \cdot 10^4$ $8,56 \cdot 10^4$	$6,50 \cdot 10^4$ $7,31 \cdot 10^4$
	260	$2,26 \cdot 10^5$ $1,94 \cdot 10^5$	$1,35 \cdot 10^5$ $1,68 \cdot 10^5$	$1,44 \cdot 10^5$ $1,49 \cdot 10^5$	$1,47 \cdot 10^5$ $1,53 \cdot 10^5$	$1,17 \cdot 10^5$ $1,30 \cdot 10^5$
	240	$3,44 \cdot 10^5$ $3,83 \cdot 10^5$	$2,74 \cdot 10^5$ $3,15 \cdot 10^5$	$3,07 \cdot 10^5$ $2,68 \cdot 10^5$	$2,88 \cdot 10^5$ $2,75 \cdot 10^5$	$1,91 \cdot 10^5$ $2,29 \cdot 10^5$
473	240	$4,95 \cdot 10^4$ $4,12 \cdot 10^4$	$3,11 \cdot 10^4$ $3,29 \cdot 10^4$	$2,82 \cdot 10^4$ $2,74 \cdot 10^4$	$2,81 \cdot 10^4$ $2,77 \cdot 10^4$	$2,41 \cdot 10^4$ $2,28 \cdot 10^4$
	220	$8,04 \cdot 10^4$ $7,89 \cdot 10^4$	$7,56 \cdot 10^4$ $5,93 \cdot 10^4$	$4,23 \cdot 10^4$ $4,81 \cdot 10^4$	$5,83 \cdot 10^4$ $4,82 \cdot 10^4$	$4,56 \cdot 10^4$ $3,90 \cdot 10^4$
	200	$1,92 \cdot 10^5$ $1,51 \cdot 10^5$	$1,60 \cdot 10^5$ $1,08 \cdot 10^5$	$1,20 \cdot 10^5$ $8,50 \cdot 10^4$	$1,17 \cdot 10^5$ $8,37 \cdot 10^4$	$1,01 \cdot 10^5$ $6,65 \cdot 10^4$
	180	$3,74 \cdot 10^5$ $2,90 \cdot 10^5$	$2,25 \cdot 10^5$ $1,97 \cdot 10^5$	$1,67 \cdot 10^5$ $1,49 \cdot 10^5$	$1,70 \cdot 10^5$ $1,45 \cdot 10^5$	$1,70 \cdot 10^5$ $1,14 \cdot 10^5$

Примечания. 1. В первых строчках — экспериментальные значения, во вторых — расчетные. 2. Значения ε_p — в %.

предварительной пластической деформации в зависимости от режима испытаний остаточная долговечность в одних случаях увеличивается, в других — уменьшается или остается без изменений.

Действительно, если в результате предварительной пластической деформации вносится повреждение ω_* , то оно должно учитываться в формуле остаточной долговечности. Кроме того, следует учесть изменение γ в зависимости от величины предварительной пластической деформации ε_p и полученного повреждения ω_* . Обозначив остаточную долговечность τ_* и активационный объем $\gamma_* = \gamma(\varepsilon_p, \omega_*)$, запишем формулу для определения остаточной долговечности

$$\tau_* = (1 - \omega_*)\tau_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma_*\sigma}{RT}\right), \quad (2)$$

где $\omega_* = 0$ при отсутствии повреждений и $\omega_* = 1$ при наступлении макроразрушения материала (появления макротрещины). Коэффициенты U_0 , γ_* и локальную поврежденность ω_* определим, используя экспериментальные данные из табл. 1.

Приняв в условиях постоянной нагрузки $\sigma \approx \sigma_0 = \text{const}$, где σ_0 — начальное напряжение, представим (2) в виде

$$U(\sigma) = U_0 - \gamma_*\sigma = RT \ln\{\tau_* / [(1 - \omega_*)\tau_0]\}. \quad (3)$$

Начальную энергию активации разрушения U_0 считаем величиной, не зависящей от пластической деформации и накопленных повреждений. Это допущение основывается на результатах исследования долговечности трех алюминиевых сплавов в [4, 5], где величина U_0 оставалась постоянной для каждой марки сплава при различных условиях испытаний, и на данных исследования долговечности алюминиевых сплавов в разных структурных состояниях [1, 6].

Сначала определим значение U_0 по данным испытаний образцов в исходном состоянии при $\omega_* = 0$. Взяв из табл. 1 значения σ_0 , T и τ ($\tau_0 = 10^{-13}$ с [3–5]), имеем массив значений $U(\sigma) = RT \ln(\tau/\tau_0)$ и методом наименьших квадратов строим зависимость $U(\sigma) = U_0 - \gamma\sigma$, определяя коэффициенты регрессии U_0 и γ . Для данной плавки Д16 АТ получено $U_0 = 190,1$ кДж/моль, что близко к ее значениям для других партий и полуфабрикатов этого материала [4, 5]. Затем по уравнению (3) для каждого ε_p , задавая те же значения U_0 , методом последовательных приближений находим ω_* и γ_* по значениям σ_0 , T и τ_* из табл. 1.

Полученные значения локальной поврежденности ω_* и коэффициентов γ_* в зависимости от предварительной пластической деформации ε_p приведены в табл. 2 и проиллюстрированы на рис. 2. Из рисунка видно, что с увеличением предварительной пластической деформации локальная поврежденность ω_* (кривая 1) вначале быстро достигает величины $\omega_* \approx 0,8$, затем скорость ее роста уменьшается, а при дальнейшем деформировании

Таблица 2

Изменение локальной поврежденности (ω_*) и активационного объема (γ_*) при разрушении образцов сплава Д16 АТ в зависимости от величины предварительной пластической деформации (ε_p)

ε_p , %	ω_*	γ_* , кДж/(моль · МПа)
0	0	0,1277
2	0,5706	0,1176
4	0,7598	0,1110
6	0,7853	0,1090
8	0,8557	0,1057

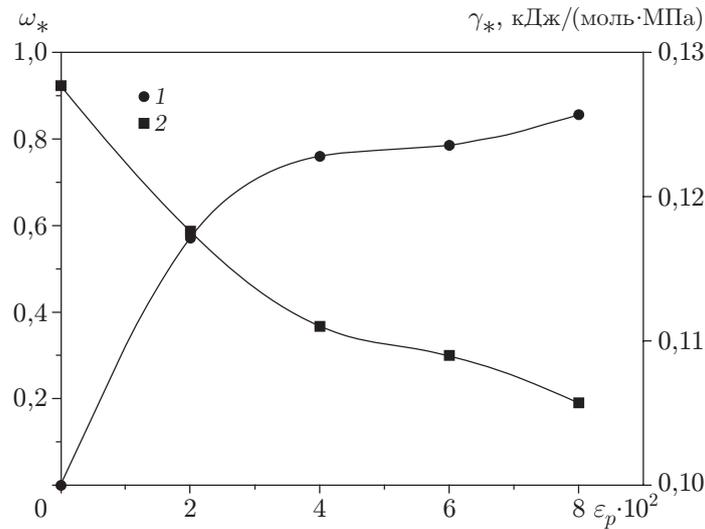


Рис. 2. Зависимость локальной поврежденности ω_* (1) и активационного объема γ_* (2) от величины предварительной пластической деформации ε_p образцов сплава Д16 АТ (кривые — сплайн-интерполяция 10-го порядка)

материала вновь возрастает. Такая закономерность свойственна процессу разрушения при больших значениях напряжений [9]. Возрастание поврежденности сопровождается уменьшением активационного объема γ_* (кривая 2), так как разрушение является релаксационным процессом, и в первую очередь разрушаются наиболее перенапряженные объемы материала [1, 2].

Для иллюстрации соответствия остаточной долговечности τ_* эксперименту в табл. 1 приведены также ее расчетные значения (вторая строчка), вычисленные по уравнению (2) с использованием полученных значений γ_* и ω_* . С учетом разброса экспериментальных данных совпадение с расчетом может быть признано удовлетворительным.

Оценка объемной поврежденности материала по изменению частоты собственных колебаний образцов. В отличие от локальной поврежденности материала, характеризующей концентрацию микротрещин в локальном объеме, ответственном за разрушение, объемная поврежденность определяется общей концентрацией микротрещин во всем объеме образца. Если скорость роста локальной поврежденности определяет время появления макротрещины, то объемная поврежденность оказывает влияние на скорость ее распространения [10]. Одним из способов, позволяющих получить количественные оценки объемной поврежденности, является метод определения изменений частоты собственных колебаний образцов [11], который заключается в регистрации изменений податливости материала, возникающих в результате появления в нем несплошностей.

Приведем экспериментальные данные, показывающие кинетику изменения податливости материала в процессе его разрушения при постоянных нагрузке и температуре. Круглые образцы диаметром 8 мм, изготовленные из плиты сплава 1201 Т1, были доработаны фрезерованием выкружек радиусом 10 мм около резьбовых головок так, что каждый образец приобретал две плоские рабочие части практически прямоугольного сечения толщиной 3 мм. Образцы испытывались на долговечность при одноосном растяжении при постоянной температуре и нагрузке. Испытания проводились на машинах ZSt-2/3. На основании данных предыдущих испытаний [4] по формуле (1) были определены два режима нагружения с приблизительно одинаковой долговечностью: первый — $T = 423$ К при начальном напряжении $\sigma_0 = 270$ МПа, второй — $T = 473$ К при $\sigma_0 = 180$ МПа.

При каждом режиме испытывалось по три образца с двумя рабочими частями. О накоплении объемной поврежденности судили по изменению модуля упругости при растяжении, которое определяли по изменению частоты собственных изгибных колебаний образцов. Частота колебаний определялась электронно-счетным частотомером ЧЗ-57 как средняя при нескольких повторных измерениях, что давало погрешность $\pm 0,03\%$ при вероятности 0,95.

Перед началом испытаний измерялись начальные частоты собственных колебаний образцов для каждой рабочей части. Периодичность измерений частоты в процессе испытаний составляла $1,44 \cdot 10^5$ с. Образцы разгружались, вынимались из печи и охлаждались до комнатной температуры. Измерения частоты колебаний образцов проводили в специальной установке, имевшей большую массу и подвешенную на длинных стальных струнах. Конструкция установки предусматривала вертикальное закрепление образца, чтобы направление колебаний было перпендикулярно подвеске и меньше сказывалось на результатах измерений.

По истечении $5,76 \cdot 10^5$ с испытаний измеряли истинную остаточную деформацию ползучести ε_p в минимальном сечении рабочих частей образцов как сумму истинных поперечных деформаций:

$$\varepsilon_p = \ln(b_0/b) + \ln(h_0/h),$$

где b_0 , b и h_0 , h — соответственно начальные и конечные значения ширины и толщины рабочей части образца. Так же определяли истинную остаточную деформацию ε_* после разрушения. Если одна из рабочих частей образца разрушалась ранее истечения $5,76 \cdot 10^5$ с испытаний, измерения далее не проводили и, устанавливая образец в захваты испытательной машины через переходную втулку, определяли только остаточную долговечность второй рабочей части образца и остаточную деформацию в минимальном ее сечении после разрушения. Результаты испытаний и измерений для всех образцов приведены в табл. 3.

На рис. 3 показана статистическая связь логарифма долговечности τ образцов и квадрата частоты их собственных колебаний F_0 в исходном состоянии. Прямые на рисунке — графики уравнений линейной регрессии. Различие в частоте собственных колебаний от-

Таблица 3

Результаты испытаний образцов из плиты сплава 1201 Т1
при постоянных нагрузках и повышенной температуре

Режим испытаний	Номера образцов	Исходное состояние: F_0 , Гц	Частота собственных изгибных колебаний образцов F (Гц) в различные моменты времени (с)				ε_p после $5,76 \cdot 10^5$ с	ε_*	τ , 10^5 с
			$1,44 \cdot 10^5$	$2,88 \cdot 10^5$	$4,32 \cdot 10^5$	$5,76 \cdot 10^5$			
423 К 270 МПа	1.1	257,22	254,88	253,64	252,81	250,62	0,022	0,065	8,418
	1.2	251,29	248,20	246,82	246,41	243,48	0,068	0,075	7,086
	2.1	264,39	262,24	261,31	261,31	260,50	0,006	0,092	8,226
	2.2	258,12	255,95	254,86	254,27	253,80	0,032	0,109	6,984
	3.1	247,76	244,63	242,27	—	—	—	0,137	3,900
	3.2	251,17	248,05	246,24	—	—	—	0,112	5,304
473 К 180 МПа	4.1	255,58	254,29	252,52	250,44	248,65	0,045	0,065	15,588
	4.2	258,72	257,70	256,59	254,81	251,58	0,0285	0,107	18,300
	5.1	256,62	256,39	256,35	254,20	252,09	0,019	0,098	19,098
	5.2	250,82	249,94	249,65	247,50	245,77	0,058	0,085	17,352
	6.1	215,53	209,78	—	—	—	—	0,255	2,070
	6.2	243,18	240,68	—	—	—	—	0,134	18,225

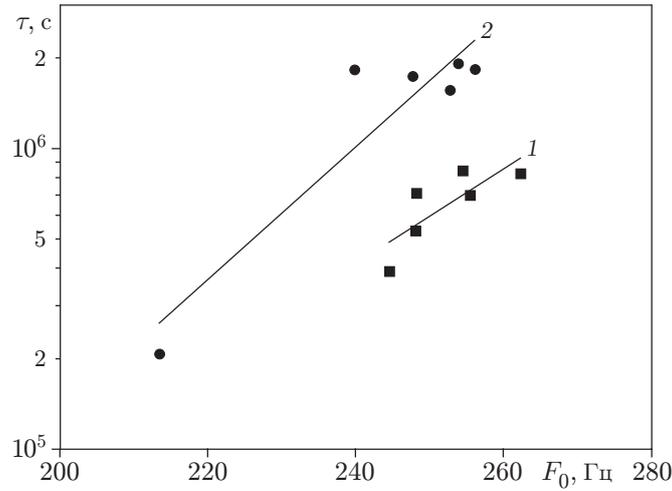


Рис. 3. Статистическая зависимость долговечности τ образцов сплава 1201 Т1 от квадрата частоты их собственных изгибных колебаний F_0 в исходном состоянии: 1 — 423 К, 270 МПа; 2 — 473 К, 180 МПа

дельных образцов в исходном состоянии характеризует начальную дефектность материала, влияющую на разброс долговечности.

Из формулы, определяющей частоту собственных колебаний консольно закрепленной балки при изгибе [12], следует, что квадрат частоты F собственных колебаний пропорционален изгибной жесткости балки и обратно пропорционален ее длине в четвертой степени. Из-за образующихся в процессе разрушения повреждений величина модуля упругости при растяжении E уменьшается и становится равной E' .

Установим связь между изменением модуля растяжения и изменением квадрата частоты собственных изгибных колебаний балки. Относительное изменение модуля упругости при растяжении, называемое дефектом модуля, обозначим δ и определим выражением

$$\delta = (E' - E)/E.$$

При выводе формулы изгибной жесткости рабочей части балки в зависимости от дефекта модуля при растяжении учитываем смещение нейтральной оси при изгибе, считая, что при сжатии величина E не изменяется. Выразив дефект модуля растяжения и относительное изменение квадрата частоты собственных колебаний балки через относительное смещение нейтральной оси при изгибе и исключив эту переменную, получаем связь относительных изменений модуля и частоты:

$$\delta = -4(1 - \sqrt{1 + \Delta}) / (2 - \sqrt{1 + \Delta})^2,$$

где $\Delta = (F^2 - F_0^2) / F_0^2$. При малых Δ можно пользоваться приближенной формулой

$$\delta \approx 2\Delta. \tag{4}$$

На рис. 4 показана зависимость относительного изменения квадрата частоты колебаний Δ от относительного времени разрушения $\Delta\tau/\tau$ для двух режимов испытаний. Величина δ , определяемая по формуле (4), требует уточнения, так как частоту колебаний снижает не только образование несплошностей, но и накопленная при разрушении деформация ползучести ε_p . Приближенное выражение для поправки, учитывающей изменение δ за счет роста деформации ползучести, определим по статистической зависимости, представленной на рис. 5 в виде прямой. Линейную функцию регрессии используем ввиду

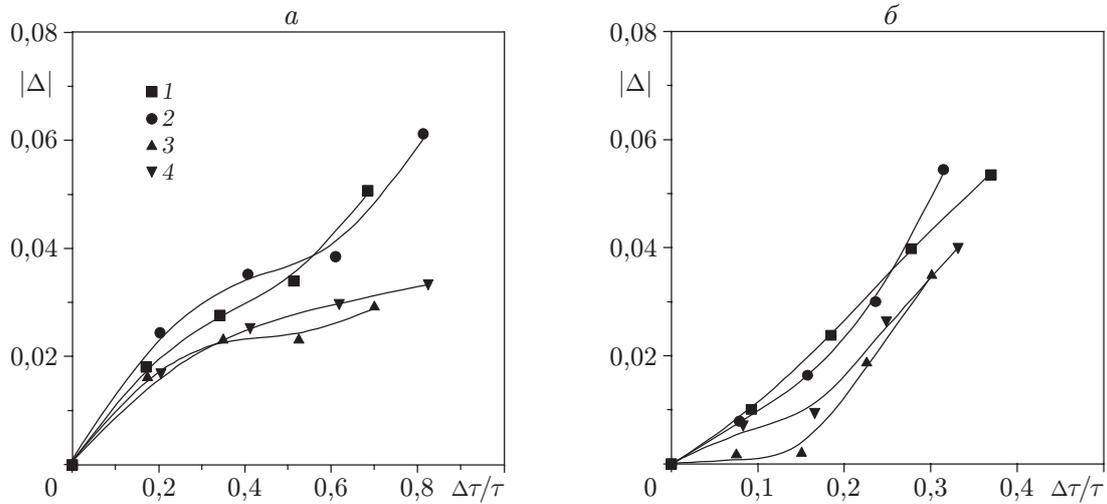


Рис. 4. Зависимость относительного изменения квадрата частоты собственных изгибных колебаний $\Delta = (F^2 - F_0^2)/F_0^2$ образцов сплава 1201 Т1 от относительного времени разрушения $\Delta\tau/\tau$ (точки 1–4 соответствуют номерам образцов из табл. 3, кривые — сплайн-интерполяция 10-го порядка):

a — 423 К, 270 МПа (1 — 1.1, 2 — 1.2, 3 — 2.1, 4 — 2.2); *б* — 473 К, 180 МПа (1 — 4.1, 2 — 4.2, 3 — 5.1, 4 — 5.2)

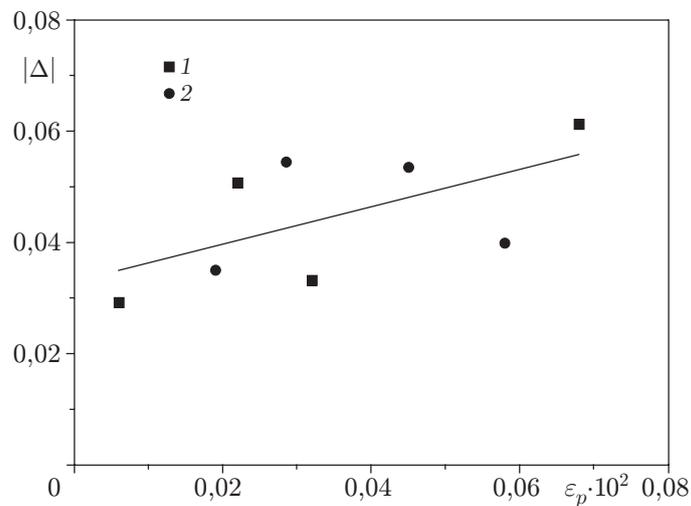


Рис. 5. Статистическая зависимость относительного изменения квадрата частоты собственных изгибных колебаний образцов сплава 1201 Т1 от величины пластической деформации в их рабочем сечении после $5,76 \cdot 10^5$ с испытаний: 1 — 423 К, 270 МПа; 2 — 473 К, 180 МПа

малости $|\Delta|$. В табл. 4 приведены значения дефекта модуля растяжения $|\delta|$ с поправкой на деформацию ε_p , вычисленной по уравнению прямой, представленной на рис. 5. Дефект модуля растяжения принимаем за приближенную количественную оценку объемной поврежденности материала.

Заключение. Определение количественных значений локальной и объемной поврежденностей требует специальных приемов и методик. В данной работе предложена методика косвенной оценки величины поврежденности по ее влиянию на остаточную долговеч-

Таблица 4

Результаты вычислений дефекта модуля растяжения δ в образцах из плиты сплава 1201 Т1 после $5,76 \cdot 10^5$ с испытаний при постоянных нагрузках и повышенной температуре

Режим испытаний	Номера образцов	$\varepsilon_p, 10^{-2}$	$\Delta\tau/\tau$	$ \delta , 10^{-2}$
423 К 270 МПа	1.1	2,20	0,6843	8,65
	1.2	6,80	0,8129	7,67
	2.1	0,60	0,7002	5,44
	2.2	3,20	0,8247	4,49
473 К 180 МПа	4.1	4,50	0,3695	7,68
	4.2	2,85	0,3148	8,97
	5.1	1,90	0,3016	5,72
	5.2	5,80	0,3320	4,08

ность образцов (локальная поврежденность) и на дефект модуля упругости при растяжении (объемная поврежденность). Для определения локальной поврежденности в уравнение долговечности (1) введен дополнительный параметр ω_* , характеризующий условную локальную поврежденность. На основе экспериментальных данных по остаточной долговечности после предварительной пластической деформации ε_p сплава Д16 АТ определены ω_* и $\gamma_*(\varepsilon_p, \omega_*)$ (уравнение (2)). Расчет по уравнению (2) согласуется с экспериментальными значениями остаточной долговечности, когда в зависимости от режима испытаний в результате предварительной пластической деформации остаточная долговечность в одних случаях увеличивается, а в других — уменьшается или остается без изменений (табл. 1). Для приближенной оценки объемной поврежденности при ползучести образцов из сплава 1201 Т1 использован метод определения дефекта модуля упругости. Величина дефекта модуля зависит от режима испытания и стадии разрушения (табл. 4). Для получения более детальной информации о локальной и объемной поврежденностях материалов необходимо накопление новых экспериментальных данных с использованием в том числе и других методов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Регель В. Р., Слущер А. И., Томашевский Э. Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974.
2. Петров В. А., Башкарев А. Я., Веттегрень В. И. Физические основы прогнозирования долговечности конструкционных материалов. СПб.: Политехника, 1993.
3. Мошкин Н. А., Равикович А. И. Приложение кинетической концепции прочности к определению долговечности легких сплавов после предварительной пластической деформации // ПМТФ. 1978. № 1. С. 128–132.
4. 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.
5. Петров М. Г., Равикович А. И. О деформировании и разрушении алюминиевых сплавов с позиций кинетической концепции прочности // ПМТФ. 2004. Т. 45, № 1. С. 151–161.
6. Петров М. Г. Прогнозирование долговечности элементов авиаконструкций из металлических сплавов при статическом, циклическом и термоциклическом нагружениях: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Новосибирск, 1995.
7. Петров В. А. Принципы кинетической теории прогнозирования макроразрушения твердых тел // Физика твердого тела. 1981. Т. 23, вып. 12. С. 3581–3585.

8. **Кадомцев А. Г., Петров А. И., Бетехтин В. И.** Особенности микроразрушения металлов в области малых напряжений и повышенных температур // Физика металлов и металловедение. 1978. Т. 46, вып. 6. С. 1321–1324.
9. **Овчинский А. С., Гусев Ю. С.** Моделирование на ЭВМ процессов накопления повреждений в твердых телах под нагрузкой // Физика твердого тела. 1981. Т. 23, вып. 11. С. 3308–3314.
10. **Schijue J.** The effect of pre-strain on fatigue crack growth and closure // Engng. Fr. Mech. 1986. V. 8, N 4. P. 575–581.
11. **Самарин В. К.** Возможности контроля повреждаемости материалов по изменению частоты собственных колебаний образцов // Пробл. прочности. 1978. № 6. С. 61–64.
12. **Тимошенко С. П.** Колебания в инженерном деле. М.: Наука, 1967.

Поступила в редакцию 11/III 2005 г.
