

УДК 539.4: 629.7.015.4: 669

ИССЛЕДОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КИНЕТИЧЕСКОЙ КОНЦЕПЦИИ РАЗРУШЕНИЯ

М. Г. Петров

Сибирский научно-исследовательский институт авиации им. С. А. Чаплыгина,
630051 Новосибирск, Россия
E-mail: markp@risp.ru

С использованием кинетической концепции разрушения проведен анализ экспериментальных данных о разрушении и деформировании различных материалов. Процессы деформирования и разрушения рассматриваются как термодинамические процессы, протекающие во времени. При математическом моделировании общего и локальных пластических течений в материалах используются реологические модели твердого тела с учетом накопления повреждений. Прогнозирование долговечности материалов при постоянных или переменных температурно-силовых условиях с учетом изменения структуры материалов выполняется по временным шагам. Используется единый критерий разрушения, в соответствии с которым разрушение происходит при достижении в каком-либо объеме твердого тела пороговой концентрации повреждений (концентрационный критерий разрушения).

Ключевые слова: металлические сплавы, композиты, разрушение, пластическая деформация, долговечность, ползучесть, усталость, реология.

DOI: 10.15372/PMTF20210118

Введение. Анализ прочностных свойств материалов и прогнозирование их долговечности основаны на теории скоростей реакций, появившейся в 1935 г. Впервые исследование течения твердых тел с использованием теории скоростей реакций проведено в 1941 г. [1]. Начиная с 50-х гг. XX в. в Физико-техническом институте РАН выполняются исследования долговечности материалов, разработана кинетическая концепция разрушения [2–5].

При использовании данной концепции анализ прочностных и деформационных характеристик любого материала следует начинать с анализа результатов наиболее простых экспериментов по разрушению при постоянных напряжениях и температуре, что позволяет выявить закономерности этого процесса. Дополнительные испытания, проводимые при монотонном нагружении, позволяют получить дополнительные данные и более точно описать поведение материала [6]. В этом случае основным методом исследования является термоактивационный анализ.

Исследовался дюралюминий при различных условиях нагружения. На рис. 1 показаны зависимости удельной энергии активации разрушения (ЭАР) образцов из дюралюминия от напряжения при различных видах нагружения и значениях температуры. Если

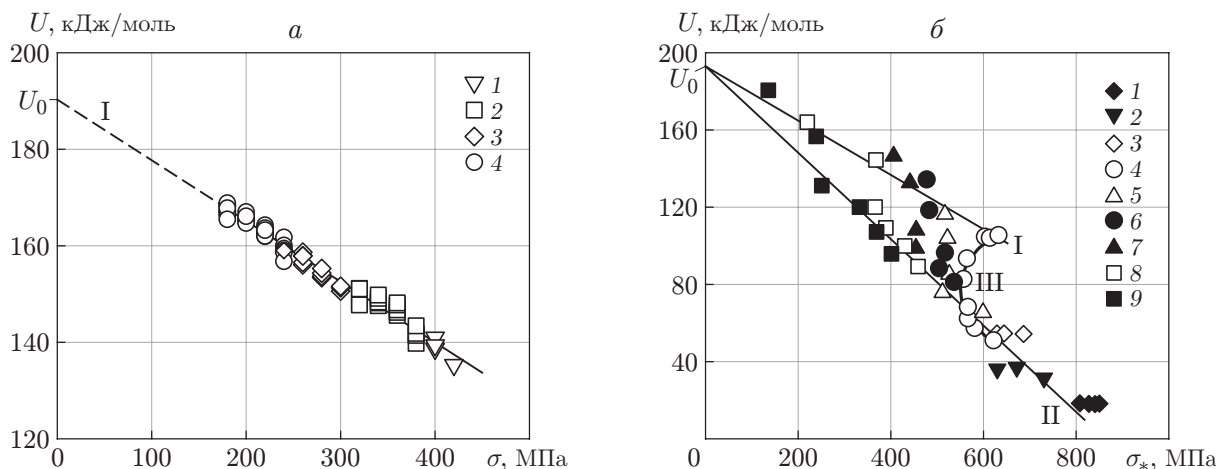


Рис. 1. Зависимости удельной ЭАР образцов из дюралюминия от напряжения при различных видах нагружения и значениях температуры:

a — при постоянных нагрузках (1 — $T = 398$ К, 2 — $T = 423$ К, 3 — $T = 448$ К, 4 — $T = 473$ К), *б* — при нарастающих нагрузках (1 — $T = 77$ К, 2 — $T = 123$ К, 3 — $T = 223$ К, 4 — $T = 293$ К, 5 — $T = 373$ К, 6 — $T = 423$ К, 7 — $T = 473$ К, 8 — $T = 523$ К, 9 — $T = 573$ К); I — аппроксимация экспериментальных данных при постоянных нагрузках, II — аппроксимация экспериментальных данных при различных скоростях деформирования и температурах, III — экспериментальные данные, полученные при $T = 293$ К и различных видах нагружения

нагрузка для данной температуры увеличивается медленно, то экспериментальные значения удельной ЭАР аппроксимируются прямой I, соответствующей постоянным нагрузкам. При быстром нагружении или при уменьшении температуры экспериментальные точки аппроксимируются прямой II. Эти точки соответствуют большей величине внутренних напряжений в локальных объемах материала, где происходит разрушение [2–5]. Различие тангенсов углов наклона линий I и II обусловлено различными релаксационными процессами [3]. Экспериментальные точки, расположенные вдоль кривой III, соответствуют переходу от линии I к линии II. Такой переход соответствует различным соотношениям скоростей разрушения и релаксации внутренних напряжений при различных скоростях нагружения и одном и том же значении температуры. Подобные зависимости имеют место для сталей [7], но при других скоростях релаксационных процессов [6]. Заметим, что при построении указанных зависимостей следует учитывать особенности низкотемпературного разрушения [4, 6, 7].

Если структура материала не претерпевает существенных изменений, то силовая зависимость удельной ЭАР от напряжений представляет собой прямую [2–7]:

$$U(\sigma) = U_0 - \gamma\sigma \in RT \ln(\tau\nu_0).$$

Здесь τ — время до разрушения (долговечность) каждого образца при абсолютной температуре T и напряжении σ ; R — универсальная газовая постоянная; $\nu_0 = 10^{13} \text{ с}^{-1}$ — характерная дебаевская частота [4]. Зависящий от структуры материала коэффициент γ , называемый активационным объемом, характеризует значения внутреннего напряжения в так называемых центрах разрушения [2–5]. При нарастающих во времени нагрузках эквивалентное время до разрушения, соответствующее максимальным напряжениям при разрушении образца, вычисляется через интеграл от скорости разрушения по времени. Под скоростью разрушения понимается величина, обратная долговечности [6]. Эквивалентное

время до разрушения τ_{eq} вычисляется в соответствии с критерием Бейли [8]

$$\tau_{eq}\nu_0 \exp\left(-\frac{U_0 - \gamma\sigma_*}{RT}\right) = \int_0^{t_*} \dot{\omega} dt = 1,$$

где t_* — время нагружения по той или иной траектории до напряжения σ_* , при котором происходит излом (разрыв образца).

Скорость накопления повреждений вычисляется по формуле

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

В тот момент, когда размеры повреждений и их количество в каком-либо локальном объеме материала достигают таких величин, что расстояние между ними соизмеримо с их размерами, происходит коалесценция повреждений с образованием в материале значительной несплошности. Этот процесс зафиксирован на фотографиях, полученных с использованием атомно-силового микроскопа при продвижении трещины в стекле [9].

Нагружение непрерывно нарастающими нагрузками позволяет получить представление о прочностных свойствах материала, а также определить области изменения температуры и нагрузок, для более детального анализа которых требуется проведение дополнительных экспериментов. При нагружении образца материала с заданной скоростью задается время до разрушения и определяются соответствующие напряжения. Эти напряжения соответствуют окончанию процесса разрушения. Поскольку скорость разрушения (1) экспоненциально зависит от напряжений, процесс разрушения в основном будет происходить на небольшом интервале времени при напряжениях, близких к σ_* , и найденное значение коэффициента γ с небольшой погрешностью будет соответствовать этому моменту времени [10].

Процессы разрушения и деформирования материалов взаимосвязаны. Произведение скорости установившейся ползучести и времени до разрушения приближенно равно значению накопленной остаточной деформации [3]. При этом зависимости энергии активации деформирования (ЭАД) и удельной ЭАР металлических сплавов от напряжения при различных видах напряженно-деформированного состояния одинаковы [5], что подтверждается данными, полученными для алюминиевых сплавов [7, 10].

Выражение для скорости пластической деформации имеет подобный (1) вид

$$\dot{\epsilon}_p = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(-\frac{Q_0 - \alpha\sigma}{RT}\right), \quad (2)$$

где $Q_0 - \alpha\sigma$ — энергия активации деформирования; активационный параметр Q_0 и активационный объем α при изменениях структуры материала, обусловленных релаксационными процессами, практически совпадают с активационным параметром U_0 и активационным объемом γ [10]. Предэкспоненциальный множитель $\dot{\epsilon}_0 = \epsilon_*\nu_0$ в (2) зависит от структуры материала и может быть выражен через деформацию ϵ_* , зависящую от энтропии активации и распределения деформационных процессов по объему материала [11, 12]. Поэтому с учетом взаимосвязи процессов деформирования и разрушения (ЭАД и ЭАР) можно построить математические модели, преобразующие внешние воздействия на материал в кинетику внутренних термодинамических процессов. Иными словами, наблюдаемые в эксперименте прочностные и деформационные свойства материалов можно определить расчетным путем, воспроизводя в моделях определяющие их процессы.

Математическое моделирование реологических свойств материала. В работе [12] предложены новые реологические модели материалов, построенные с использованием тел пластического течения Журкова (Zh), Кауцманна (Km) и упругого тела Гука (H).

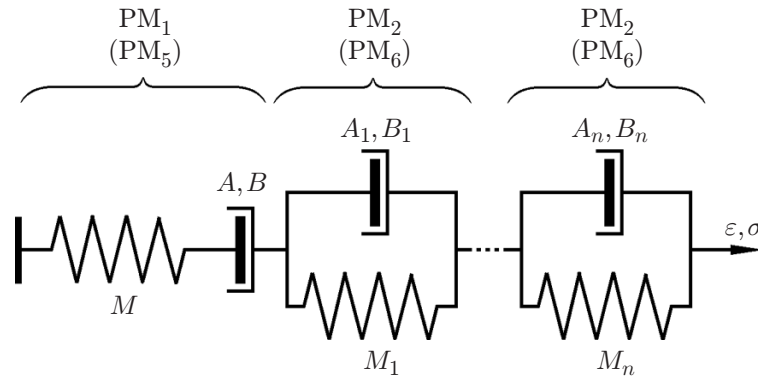


Рис. 2. Структурная модель материала с последовательным и параллельным соединением упругого тела (тела Гука) и тела пластического течения (тела Журкова или Кауцманна)

На рис. 2 показана одномерная модель твердого тела (M, M_1, \dots, M_n — модули упругости тел Гука).

Представляя при постоянной температуре скорость пластической деформации (2) в виде $\dot{\varepsilon}_p = A e^{B\sigma}$ для Zh-тела или $\dot{\varepsilon}_p = 2A \operatorname{sh}(B\sigma)$ для Km-тела, при последовательном соединении этих тел с телом Гука (тела PM_1 и PM_5) получаем дифференциальные уравнения их деформирования [12]

$$\frac{1}{M} \frac{d\sigma}{dt} + A e^{B\sigma} = \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (3)$$

или

$$\frac{1}{M} \frac{d\sigma}{dt} + 2A \operatorname{sh}(B\sigma) = \frac{d\varepsilon}{dt}. \quad (4)$$

При постоянной скорости полной деформации $d\varepsilon/dt = C$ получаем решения уравнений (3), (4). Например, решение уравнения (3) имеет вид

$$\sigma = -\frac{1}{B} \ln \left\{ e^{-B(\sigma_0 + MCt)} + \frac{A}{C} [1 - e^{-BMCt}] \right\}. \quad (5)$$

При постоянной скорости нагружения $d\sigma/dt = D$ решение уравнения (3), представляющее собой зависимость деформаций от времени, принимает вид

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \frac{Dt}{M} + A e^{B\sigma_0} \frac{e^{BDt} - 1}{BD}, \quad (6)$$

где σ_0, ε_0 — напряжения и деформации в момент времени $t = 0$.

Если построить решения (5), (6) в координатах σ – ε , то нетрудно показать, что одно дифференциальное уравнение деформирования упругого тела, соединенного с телом пластического течения (ползучести), соответствует двум “теориям пластичности”. При $t \rightarrow \infty$ из решения (5) получаем напряжения течения (предел текучести)

$$\sigma = -B^{-1} \ln(A/C), \quad (7)$$

зависящие от скорости деформирования и температуры. На рис. 3 показаны зависимости напряжения от деформации для тела PM_1 , параметры которого соответствуют материалу Д16 Т (массовая доля Cu — 3,8 ÷ 4,9 %, Mg — 1,2 ÷ 1,8 %, Mn — 0,3 ÷ 0,9 %, примеси: Fe, Si, Zn, Ti, Ni (аналог сплава 2024 в соответствии со стандартом ASTM)) при $T = 450$ К.

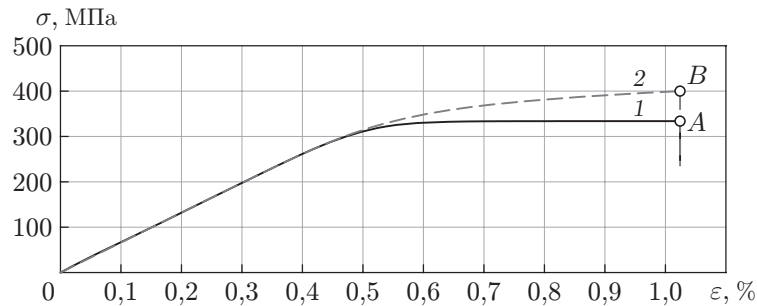


Рис. 3. Зависимости напряжения от деформации для тела PM_1 при постоянных скорости деформирования (1) и скорости нагружения (2)

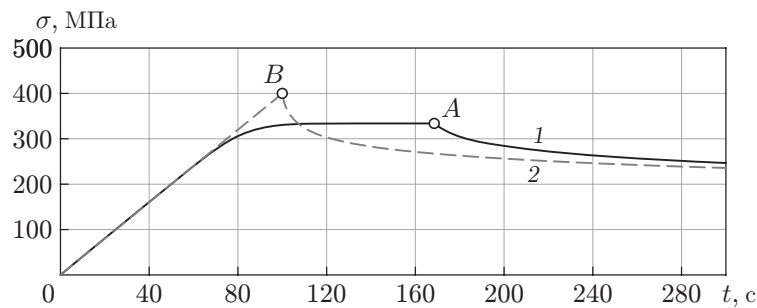


Рис. 4. Зависимости напряжения от времени для тела PM_1 при постоянных скорости деформирования (1) и скорости нагружения (2)

Деформация в точках A и B равна $\varepsilon = 1,024 \%$. Зафиксировав достигнутую деформацию материала, можно вычислить релаксацию напряжений по формуле [12]

$$\sigma = -B^{-1} \ln (e^{-B\sigma_0} + ABMt).$$

На рис. 4 приведены кривые релаксации после достижения определенного значения напряжения при постоянных скоростях деформирования и нагружения. Далее процесс релаксации происходит без совершения работы внешних сил, т. е. за счет внутренней энергии твердого тела, мерой которой является температура [4]. Скорость разрушения может быть изменена только за счет подвода извне энергии, изменяющей внутреннюю энергию твердого тела, или нагрева материала, вызванного совершением работы внешних сил (например, при циклическом нагружении) [2].

Можно построить другие структурные модели материала с параллельным соединением упругого и пластического тел, описывающие деформации другого вида, характеризующие неупругое поведение материала: неустановившуюся стадию ползучести, пластичность с упрочнением, гистерезис неупругой деформации при циклическом нагружении.

В работе [13] приведены результаты испытаний алюминиевой проволоки на кручение при различных значениях температуры. Рассмотрим пример испытания при температуре $T = 448 \text{ К}$. К образцу в течение некоторого промежутка времени прикладывался крутящий момент, после чего нагрузка снималась. Угол закручивания регистрировался по отклонению светового луча. Измеренная таким способом деформация представляла собой упругую деформацию, деформацию, соответствующую начальной стадии ползучести, и деформацию, соответствующую возвратной ползучести после разгрузки.

Данный процесс удовлетворительно описывается реологической моделью PM_{10} [6], представляющей собой последовательное соединение тел PM_5 ($PM_5 = H - Km$) и PM_6

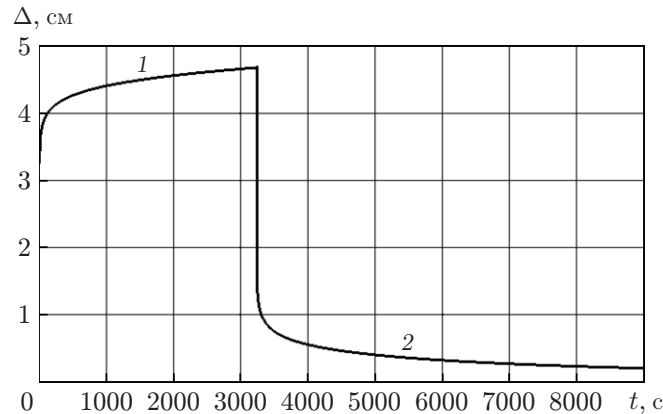


Рис. 5. Зависимость от времени величины отклонения Δ светового луча от начального положения при кручении алюминиевой проволоки при $T = 448$ К:
1 — участок ползучести, 2 — участок возвратной ползучести

($PM_6 = H_1 | Km_1$) [12], что соответствует двум структурным элементам модели материала с параметрами A, B, M и A_1, B_1, M_1 (см. рис. 2). В реологических формулах моделей тел знак “—” означает последовательное соединение тел, знак “|” — параллельное.

Кривая возвратной ползучести достаточно точно описывается уравнением реологического тела PM_6 во всем интервале времени регистрации. Процесс возвратной ползучести описывается формулой [6]

$$\varepsilon_{rec} = \varepsilon_{res} - \frac{2}{B_1 M_1} \text{Arth} \left[\text{th} \left(-\frac{B_1 M_1 \varepsilon_0}{2} \right) e^{-2A_1 B_1 M_1 t} \right], \quad (8)$$

где ε_{res} — остаточная (необратимая) деформация ползучести, накопленная за время, в течение которого материал находился под нагрузкой.

Согласно данным [13] через 5 ч величина отклонения светового луча от начального положения составляла 0,1 см. Расчет по формуле (8) показывает, что при выдерживании образца без нагрузки в течение более 5 ч величина отклонения луча достигает 0,09 см. Если выбранные параметры тела PM_6 использовать для описания начального периода течения, то модель $PM_{10} = PM_5 - PM_6$ будет удовлетворительно воспроизводить и этот период. В предположении, что необратимая деформация тела Km в элементе PM_5 увеличивается с постоянной скоростью $\dot{\varepsilon}_c$, выражение для вычисления пластической деформации имеет вид

$$\varepsilon_p = \dot{\varepsilon}_c t + \frac{1}{M_1} \left\{ \sigma_0 - \frac{2}{B_1} \text{Arth} \left[\text{th} \left(\frac{B_1 \sigma_0}{2} \right) e^{-2A_1 B_1 M_1 t} \right] \right\}, \quad (9)$$

где $\dot{\varepsilon}_c = \varepsilon_{res}/t$.

Результаты вычислений по формулам (8), (9) показаны на рис. 5. Параметры, входящие в формулы (8), (9), определены с использованием экспериментальных данных [13]. Обратимую составляющую ползучести можно описать также реологической моделью неупругости релаксационного типа, представив процесс возврата в виде суммы экспонент [6]. Описание указанного процесса одним выражением (8) или (9) свидетельствует о том, что это процесс локального пластического течения, а не вязкого (как полагалось в работе [13]), энергия активации которого не зависит от напряжений. В данном случае реологическая модель учитывает неоднородность структуры материала-образца как результат наложения внешних и внутренних полей деформаций.

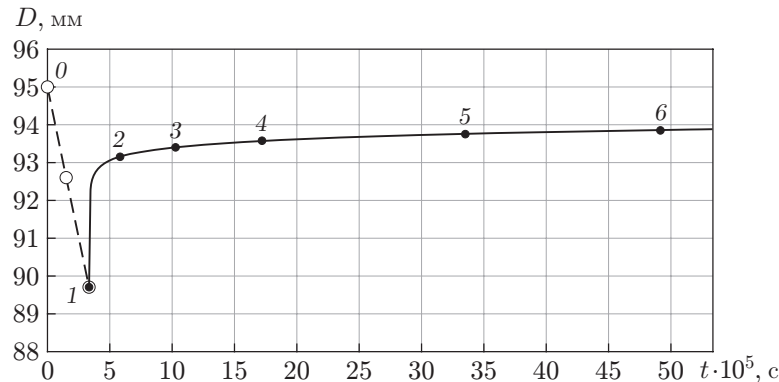


Рис. 6. Изменение диаметра кольца из СВМПЭ в направлении действия силы: 0–1 — уменьшение диаметра кольца в процессе циклического сжатия, 1–6 — восстановление диаметра кольца после снятия нагрузки

Приведем результаты эксперимента, который отличается от эксперимента, описанного в [13], тем, что в нем отсутствует необратимая остаточная деформация. Кольцевой образец из сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ), содержащего частицы SiC (массовая доля частиц 20 %, внешний диаметр образца — 95 мм, внутренний — 47,5 мм, толщина — 9,3 мм), нагружался циклическим сжатием между двумя плоскопараллельными опорами. Сила сжатия $P = (900 \pm 700)$ Н прикладывалась с частотой 1 Гц при температуре $T = 285$ К. В соответствии с решением упругой задачи при этой нагрузке наибольшие сжимающие напряжения на внутреннем контуре кольца составляли $\sigma_c = (-11,40 \pm 8,85)$ МПа, наибольшие растягивающие равны $\sigma_p = (12,9 \pm 10,0)$ МПа. После 483 500 циклов нагружения признаков разрушения не обнаружено, несмотря на то что, судя по амплитудной зависимости неупругости при циклическом нагружении, локальные пластические деформации происходили. Изменилась лишь форма образца, ставшая эллиптической, однако после снятия нагрузки она начала постепенно восстанавливаться. В процессе восстановления измерения диаметра кольца проводились в течение 53 сут при $T = 293$ К (рис. 6). Вычисления проведены по уравнению (8), параметры которого подобраны в соответствии с размерами кольца в точках 1–3. Расчетная кривая проходит также через экспериментальные точки 4–6 при условии, что в уравнении (8) $\varepsilon_{res} = 0$. Таким образом, можно ожидать, что по истечении достаточно длительного времени размеры кольца полностью восстановятся. Как и в рассмотренном выше примере, реологическая модель учитывает неоднородность структуры материала-образца, возникающую в результате наложения внешних и внутренних полей деформаций, но уже при другом напряженно-деформированном состоянии.

В обоих рассмотренных примерах при моделировании использовался один структурный элемент РМ₆. Для определения вкладов других элементов при параметрической идентификации структурной модели материала строится амплитудная зависимость величины раскрытия петли неупругости. Величина раскрытия петли неупругости вычисляется при среднем значении силы или напряжения в цикле нагружения как разность перемещений или деформаций при нагружении и разгрузке. На рис. 7 показана амплитудная зависимость величины раскрытия петли dS образца СВМПЭ, полученного перед испытаниями на циклическое сжатие. По оси абсцисс отложено напряжение, определенное как сила, отнесенная к площади диаметрального сечения кольца.

Для любого материала при малых амплитудах нагружения всегда имеет место внутреннее трение релаксационного типа [14]. Линия 1 на рис. 7 выходит из начала координат.

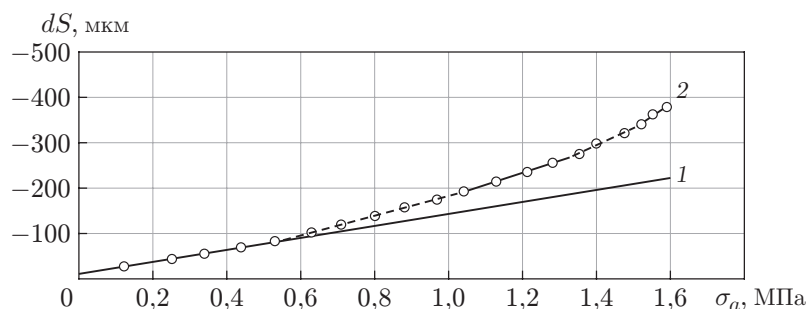


Рис. 7. Зависимость величины раскрытия петли неупругости кольцевого образца из СВМПЭ от амплитуды нагружения при частоте нагружения $f = 1$ Гц ($T = 285$ К):

1 — неупругость релаксационного типа, 2 — неупругость релаксационного и гистерезисного типа

Если вычислить площади петель неупругости, то полученная зависимость их величины от квадрата амплитуды также будет линейной. Отклонение кривой зависимости $dS(\sigma_a)$ от нуля при $\sigma_a = 0$ составляет 11 мкм. Это отклонение обусловлено погрешностью эксперимента и дискретностью оцифровки сигнала датчика перемещений испытательной машины ($\pm 5,8$ мкм). При малых амплитудах нагружения для любого материала характерно только отставание деформаций от напряжений по фазе. При этом усталостного разрушения обычно не происходит, если в структуре материала не присутствует какой-либо точечный дефект [6]. При необходимости описания в моделях этого типа неупругого деформирования (например, при колебаниях) к структурной модели на рис. 2 необходимо добавить элемент Кельвина (Фойгта) или аналогичный набор таких элементов, характеризующих спектр релаксационных процессов [14].

При увеличении амплитуды нагружения кривая 2 на рис. 7 отклоняется от линии 1, что свидетельствует о наличии в структуре материала локальных пластических деформаций. Увеличение угла наклона участков кривой 2 (кусочно-линейная зависимость) свидетельствует об увеличении неупругости гистерезисного типа, которое должно моделироваться структурными элементами модели материала. По-видимому, увеличение неупругости на каждом участке вызвано появлением новых локальных объемов в структуре материала, в которых внутренние напряжения достигли значительной величины. Ясно, что скорость релаксации напряжений в объемах с различной начальной величиной внутренних напряжений также различается (см., например, рис. 4). В приведенных примерах вследствие небольших значений внутренних напряжений для описания длительного процесса возврата неупругой деформации оказалось достаточно одного структурного элемента модели.

При смене знака напряжений в формулу (2) нужно подставлять абсолютное значение напряжений, а знак скорости менять на противоположный, но только в том случае, если при растяжении и сжатии материал ведет себя одинаково. Иначе необходимо менять параметры A и B (как в случае композитов). Что касается процесса накопления повреждений, то он зависит от используемого материала. Например, при циклическом сжатии металлических сплавов повреждения накапливаются, но этот процесс имеет затухающий характер [6]. Разрушение композиционных материалов при воздействии сжимающих нагрузок подобно разрушению металлических сплавов при растяжении [15].

Прогнозирование деформационных и прочностных свойств материалов при различных температурно-силовых условиях. Так как в выражения (1), (2) температура входит в явном виде, то несложно описать процессы деформирования и разрушения при переменных температурах и напряжениях.

Таблица 1

Результаты испытаний образцов диаметром 15 мм и длиной 60 мм
из сплава АК4-1 Т1 при $T = 543$ К

Номер образца	Способ нагружения	τ , с	
		Эксперимент	Расчет
1	Постоянная нагрузка ($\sigma = 200$ МПа)	120	510
2		180	
3		180	
4		240	
5		420	
6		600	
1	Периодическая нагрузка синусоидальной формы ($\sigma_{\min} = 20$ МПа, $\sigma_{\max} = 200$ МПа, $f = 10$ Гц)	600	2070
2		2220	
3		2280	
4		2340	

Поскольку при переменных нагрузках неупругая деформация связана с локальными пластическими деформациями, сопровождающими усталостное разрушение материала, используя такую же, как в случае ползучести, связь процессов деформирования и разрушения для локальных объемов, можно определить долговечность при произвольных внешних условиях нагружения. В результате расчета можно показать, какой структурный элемент модели материала определяет его долговечность и разрушение какого типа произойдет: в результате усталости или ползучести [6].

Испытывались образцы из сплава АК4-1 Т1 (массовая доля Cu — $1,9 \div 2,5$ %, Mg — $1,4 \div 1,8$ %, Fe — $0,8 \div 1,3$ %, Ni — $0,8 \div 1,3$ %, Si — $0,35$ %, Ti — $0,02 \div 0,10$ %, примеси: Zn, Mn (аналог сплава 2618 в соответствии со стандартом ASTM)) при температуре $T = 543$ К и частоте нагружения 10 Гц [6]. Расчет выполнен с использованием структурной модели этого материала, включающей только тела Гука и Журкова (РМ₁ на рис. 2). В табл. 1 приведены результаты расчета и эксперимента. Несмотря на то что расчетные значения долговечности попадают в диапазон разброса экспериментальных данных, они ближе к максимальным значениям. При $T = 543$ К усталостного разрушения не должно происходить, но данные образцы имели отклонения по термообработке, и активационный объем, оцененный при проведении последующих испытаний, имел бóльшую величину [6].

При одновременном изменении температуры и напряжений, когда скорости этих изменений соизмеримы, можно использовать приближенное решение на временном шаге. Пусть скорость течения в начале и конце временного шага равна

$$\dot{\varepsilon}_{p1} = \varepsilon_* \nu_0 \exp\left(-\frac{Q_0 - \alpha_1 \sigma_1}{RT_1}\right), \quad \dot{\varepsilon}_{p2} = \varepsilon_* \nu_0 \exp\left(-\frac{Q_0 - \alpha_2 \sigma_2}{RT_2}\right).$$

Изменение скорости пластической деформации на шаге Δt представим в виде

$$\dot{\varepsilon}_p = \tilde{A} e^{\tilde{B} + \tilde{D} \Delta t},$$

полагая, что аргумент под знаком экспоненты изменяется по линейному закону. Тогда, например, для составляющей пластической деформации в решении (6) после интегрирования получаем

$$\Delta \varepsilon_p = \tilde{A} e^{\tilde{B}} \frac{e^{\tilde{D} \Delta t} - 1}{\tilde{D}}.$$

Таблица 2

Экспериментальные и расчетные значения долговечности полосы
с продольным стрингером ($K_t = 2,89$) из сплава АК4-1 Т1
при различных температурно-силовых условиях нагружения

Режим	T_s , К	T_b , К	σ_n , МПа	t_c , с	τ , ч	
					Эксперимент	Расчет
1	323 ↔ 423	333 ↔ 408		240	17,28 ÷ 22,28	5,90 ÷ 22,70
2	323 ↔ 423	333 ↔ 408		120	9,90 ÷ 14,55	5,25 ÷ 16,28
3	323 ↔ 423	333 ↔ 408		480	8,20 ÷ 33,37	5,95 ÷ 24,47
4	348 ↔ 423	356 ↔ 412	10 ↔ 310	180	12,38 ÷ 16,12	3,08 ÷ 10,98
5	298 ↔ 423	311 ↔ 404		300	8,83 ÷ 18,47	8,96 ÷ 32,30
6	273 ↔ 423	289 ↔ 400		360	10,83	12,26 ÷ 50,86
7*	323 ↔ 423	328 ↔ 408		360	22,63 ÷ 24,45	10,70 ÷ 39,60
8**	323 ↔ 423	335 ↔ 405		290 ↔ 310	90	38,87
9	323 ↔ 398	331 ↔ 387	10 ↔ 310	180	31,70 ÷ 40,50	13,68 ÷ 42,53
10	323 ↔ 448	336 ↔ 429		300	1,23 ÷ 1,68	1,49 ÷ 7,70
11	408	408	310	—	0,67	0,72 ÷ 1,64
12	423	423	300	—	0,55	0,36 ÷ 0,84

*Режим с выдержкой образцов при $T_s = T_{\min}$.

**Режим с постоянной нагрузкой при переменной температуре.

В табл. 2 приведены результаты расчета долговечности клепаных образцов при термо-механическом нагружении, выполненного по указанному выше алгоритму, а также экспериментальные данные [6]. Диапазон экспериментальных значений долговечности соответствует их фактическому разбросу, а диапазон расчетных значений — диапазону погрешностей измерения в эксперименте температуры (± 5 К) и нагрузки (± 1 %). В табл. 2 указаны температура T_s , заданная программой испытаний на неподкрепленном конце полосы, температура в зонах разрушения (между заклепками в двухрядном продольном шве) T_b , номинальные напряжения σ_n и длительность температурно-силового цикла t_c . Расчетные значения, полученные с использованием средних статистических характеристик нескольких разных плавок, удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными для образцов материала из другой партии.

Тот факт, что усталостное разрушение является временным процессом, подтверждают эксперименты, проведенные при различной частоте нагружения. Образцы из сплава 1201 Т1 (массовая доля Cu — 6 ÷ 7 %, Mn — 0,4 ÷ 0,8 %, добавки: Zr, V, Mg, примеси: Fe, Si, Zn (аналог сплава 2219 в соответствии со стандартом ASTM)) испытывались при различных значениях частоты нагружения и различных формах цикла нагружения [6]. В табл. 3 приведены средние логарифмические значения выносливости этих образцов (N_{lg}) и расчетные значения долговечности (вероятность разрушения принималась равной 0,5). Расчеты выполнены с использованием эффективного коэффициента концентрации деформаций $K_f = 1 + q(K_t - 1)$ (K_t — теоретический коэффициент концентрации). Параметр q зависит от качества материала, вида заготовки и технологии ее изготовления [6].

Поскольку неупругая деформация материала в цикле нагружения зависит от локального напряжения течения, которое в модели определяется выражением (7) и изменяется пропорционально изменению логарифма скорости нагружения, частотная зависимость выносливости должна учитывать эту зависимость. В то же время незначительные изменения неупругой деформации при изменении частоты должны приводить к практически обратному

Таблица 3

Экспериментальные и расчетные значения выносливости образцов из плакированного листа сплава 1201 АТ1 с центральным отверстием диаметром 20 мм и поперечным сечением размером 6 × 30 мм ($K_t = 2,08$), испытанных при различных частоте и форме цикла нагружения ($T = 293$ К)

Форма цикла нагружения	f , Гц	Эксперимент ($\sigma_m = 0, \sigma_a = 80$ МПа)		Расчет	
		N	$\langle N_{lg} \rangle$	τ , с	N ($\sigma_a K_f = 110$ МПа)
Синус	40,0	99 900–272 900 (9 образцов)	128 189	3191,95	127 678
Треугольник	1,0	116 672–128 176 (3 образца)	122 661	127 160	127 160
Синус	1,0	106 420–140 890 (5 образцов)	118 190	121 453	121 453
Синус	0,1	73 710–122 990 (5 образцов)	104 272	$1,0932 \cdot 10^6$	109 318

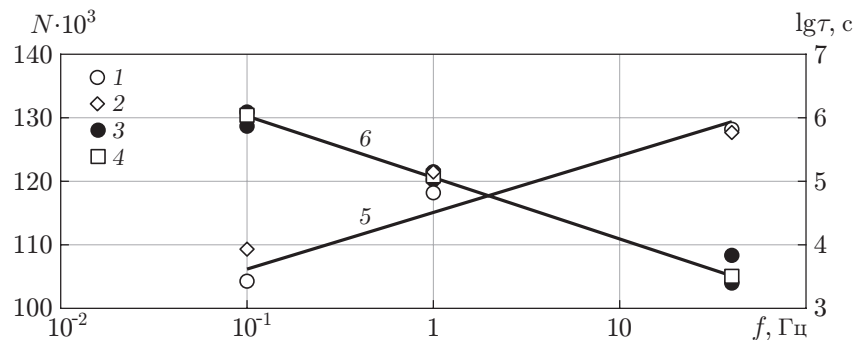


Рис. 8. Зависимость выносливости N (1, 2) и долговечности τ (3, 4) образцов (см. табл. 3) от частоты нагружения при гармоническом изменении нагрузки: 1, 3 — эксперимент, 2, 4 — расчет, 5, 6 — аппроксимации экспериментальных данных 1, 3 соответственно

пропорциональным зависимостям долговечности от частоты нагружения. На рис. 8 представлены экспериментальные и расчетные зависимости выносливости и долговечности от частоты нагружения. Аппроксимирующие прямые 5, 6 проведены по точкам, соответствующим средним логарифмическим значениям выносливости и долговечности. Точки 3 соответствуют фактическому разбросу значений долговечности. Подобные расчеты можно выполнить для другой температуры испытаний [6].

Таким образом, при увеличении частоты нагружения в 400 раз выносливость при данной амплитуде нагружения увеличивается лишь на 23 %, а долговечность уменьшается в 342,5 раза. При эксплуатации конструкций представляет интерес долговечность, т. е. время безопасной работы конструкции. Как правило, на конструкцию действуют переменные нагрузки, а в некоторых случаях и переменные температуры. При использовании кинетической концепции разрушения методы получения расчетных оценок долговечности принципиально не отличаются от методов, применяемых при циклическом нагружении, и описаны в [6].

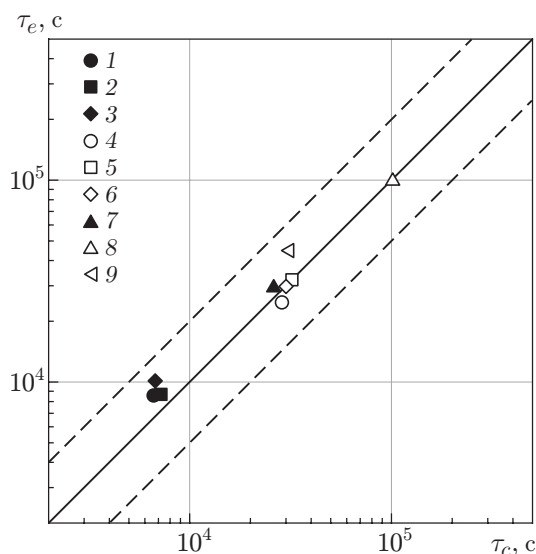


Рис. 9. Расчетные значения долговечности τ_c , полученные для различных спектров нагружения, и экспериментальные средние логарифмические значения долговечности τ_e образцов из сплава 1201 T1:

1 — реальный спектр нагружения ($\sigma_m = 100$ МПа), 2 — ПСП с 67 гармониками ($\sigma_m = 100$ МПа), 3 — ПСП с 23 гармониками ($\sigma_m = 100$ МПа), 4 — реальный спектр нагружения ($\sigma_m = 0$), 5 — ПСП с 67 гармониками ($\sigma_m = 0$), 6 — ПСП с 23 гармониками ($\sigma_m = 0$), 7 — ПСП с 13 гармониками ($\sigma_m = 100$ МПа), 8 — ПСП с 13 гармониками ($\sigma_m = 0$), 9 — ПСП с 62 гармониками ($\sigma_m = 0$)

В каждом случае конструкции нагружаются различными способами, поэтому для получения расчетных оценок требуется статистика по типовым условиям эксплуатации. В расчетах используются осредненные статистические данные о нагруженности — осредненная спектральная плотность процессов, которая затем преобразуется в дискретный спектр методом суммирования элементарных случайных функций [6]. В результате получаем псевдослучайный процесс (ПСП), статистически эквивалентный реальному случайному процессу. Сравним значения долговечности, полученные в эксперименте и расчете, при различных ПСП, представляющих собой один и тот же случайный нестационарный процесс.

Исследовались образцы, вырезанные из плиты, материалом которой является сплав 1201 T1 (размеры сечения $4,5 \times 30,0$ мм), и содержащие центральное отверстие диаметром 5 мм. Образцы испытывались на испытательных машинах BiSS 100 кН фирмы Bangalore Integrated System Solutions и MTS-10. В эксперименте использовались нагрузки в виде изгибающего момента, действующего на крыло транспортного самолета при посадке. На рис. 9 показаны расчетные и экспериментальные значения долговечности образцов, испытанных при различных видах нагружения при двух значениях среднего напряжения σ_m и среднеквадратичном отклонении (СКО) от значения σ_m , равном 47 МПа. Расчет проводился с использованием эффективного коэффициента концентрации деформаций при усталости K_f , соответствующего качеству материала заготовок, и с учетом ползучести материала в точках, расположенных на контуре отверстия [10].

Точки 2, 3, 5, 6 на рис. 9 соответствуют нагружению с одним и тем же спектром реальных нагрузок в диапазоне частот $f = 0,08 \div 16,00$ Гц, точки 7, 8 — спектру узкополосного случайного шума в диапазоне частот нагрузки $f = 0 \div 5,5$ Гц [6]. Кроме того, был проведен эксперимент (точка 9), в котором спектр представлен гармониками, распределен-

ными по логарифму частоты. Это позволило более детально описать дисперсию процесса на низких частотах спектра. Для того чтобы определить зависимость долговечности от характеристик дискретности и частотного состава спектров, значения СКО и σ_m были выбраны одинаковыми.

Различие спектров заключается в том, что в случае 13 гармоник в спектре узкополосного случайного шума частотный диапазон ограничен частотой $f = 5,5$ Гц. В случае 62 гармоник, распределенных по логарифму частоты, высокочастотная часть спектра также представлена небольшим числом элементарных случайных функций. Поэтому, несмотря на малое значение дисперсии в высокочастотной части спектра нагружения, ее влияние на долговечность существенно. Даже при небольшом числе гармоник в представлении высокочастотной части спектра (точка 9) наблюдается существенное различие значений долговечности (точка 8).

Из рис. 9 следует, что расчетные значения долговечности при значении вероятности разрушения, принятом равным 0,5, во всех случаях удовлетворительно согласуются с экспериментальными. В существующих подходах, основанных на понятии цикла, реальный случайный процесс схематизируется, что приводит к искажению исходной информации о нем.

Заключение. С использованием кинетической концепции разрушения, основанной на теории скоростей реакций, проведен анализ прочностных и деформационных характеристик материалов при различных видах нагружения. Изложена методика прогнозирования долговечности материалов в конструкциях, основанная на воспроизведении в математических моделях внутренних термодинамических процессов деформирования, разрушения и структурных изменений в материалах, определяющих их механические характеристики. Изложенный подход позволяет оценивать поведение материалов в конструкциях при произвольных тепловых и силовых воздействиях, используя единый алгоритм вычислений.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Kauzmann W.** Flow of solid metals from the standpoint of the chemical-rate theory // Trans. AIME. 1941. V. 143. P. 57–83.
2. **Регель В. Р.** Кинетическая природа прочности твердых тел / В. Р. Регель, А. И. Слупкер, Э. Е. Томашевский. М.: Наука, 1974.
3. **Степанов В. А.** Прочность и релаксационные явления в твердых телах / В. А. Степанов, Н. Н. Песчанская, В. В. Шпейзман. Л.: Наука. Ленингр. отд-ние, 1984.
4. **Петров В. А.** Физические основы прогнозирования долговечности конструкционных материалов / В. А. Петров, А. Я. Башкарев, В. И. Веттегрень. СПб.: Политехника, 1993.
5. **Stepanov V. A., Peschanskaya N. N., Shpeizman V. V., Nikonov G. A.** Longevity of solids at complex loading // Intern. J. Fracture. 1975. V. 11, N 5. P. 851–867.
6. **Петров М. Г.** Прочность и долговечность элементов конструкций: подход на основе моделей материала как физической среды. Саарбрюккен: Lambert Acad. Publ., 2015.
7. **Petrov M. G.** Fundamental studies of strength physics — methodology of longevity prediction of materials under arbitrary thermally and forced effects // Intern. J. Environment Sci. Educat. 2016. V. 11, N 17. P. 10211–10227.
8. **Bailey J.** An attempt to correlate some tensile strength measurements on glass // Glass Industry. 1939. V. 20. P. 21–25.
9. **Célarié F., Prades S., Bonamy D., et al.** Glass breaks like metal, but at the nanometer scale // Phys. Rev. Lett. 2003. V. 90, N 7. 075504.
10. **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.

11. **Krausz A. S.** Deformation kinetics / A. S. Krausz, H. Eyring. N. Y.: John Wiley and Sons, 1975.
12. **Петров М. Г.** Реологические свойства материалов с позиций физической кинетики // ПМТФ. 1998. Т. 39, № 1. С. 119–128.
13. **Кэ Т.-С.** Опытное доказательство вязкого поведения границ зерен в металлах // Упругость и неупругость металлов. М.: Изд-во иностр. лит., 1954. С. 198–222.
14. **Новик А.** Релаксационные явления в кристаллах / А. Новик, Б. Берри. М.: Атомиздат, 1975.
15. **Petrov M. G.** Numerical simulation of fatigue failure of composite materials under compression // Europ. Phys. J. Conf. 2019. V. 221. 01040. DOI: 10.1051/epjconf/2019.22101040.

Поступила в редакцию 28/IX 2020 г.,

после доработки — 28/IX 2020 г.

Принята к публикации 30/XI 2020 г.
