



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Ускоренная оценка влияния технологических факторов на прочностные характеристики Ti-6Al-4V и Al-Cu-Mg



Кирилл Захарченко^{1, 2, а, *}, Владимир Капустин^{2, 1, в}, Алексей Ларичкин^{1, 3, с}

¹ Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, пр. Лаврентьева, 15, г. Новосибирск, 630090, Россия

² Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

³ Новосибирский государственный исследовательский университет, ул. Пирогова, 1, г. Новосибирск, 630090, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0003-2626-6184>,  zaharchenkok@mail.ru, ^в  <https://orcid.org/0000-0001-6124-2503>,  macler06@mail.ru,

^с  <https://orcid.org/0000-0002-7306-9522>,  larichking@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.389:539.43: 620.178.3

История статьи:

Поступила: 04 августа 2021

Рецензирование: 16 сентября 2021

Принята к печати: 23 сентября 2021

Доступно онлайн: 15 декабря 2021

Ключевые слова:

Ускоренная оценка

Циклическое нагружение

Упругопластическое деформирование

Деформационные характеристики

Диссипативные характеристики

Метод конечных элементов

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Новосибирской области в рамках научно-го проекта № 19-48-543028.

АННОТАЦИЯ

Введение. Проблема прочности конструкционных материалов при циклических нагрузках имеет важное значение в конструировании. Значительное количество факторов, которые влияют на характеристики сопротивления усталостному разрушению, предопределило создание многочисленных методов, учитывающих это влияние. Неразрушающие методы, основанные на связи физических процессов деградации материала с деформационными характеристиками, позволяют экспериментально оценивать усталостные свойства материалов. **Цель работы:** анализ процессов диссипации энергии и накопления деформаций, происходящих при неупругом циклическом деформировании образцов на примере титанового сплава BT6 (Ti-6Al-4V) и алюминиевого сплава Д16 (Al-Cu-Mg) до и после технологического воздействия. **В работе экспериментально исследованы** физические процессы деградации образцов (сплавы BT6 и Д16), которые сопровождают процесс усталостного повреждения материалов при однородном и неоднородном НДС в области концентратора (в виде отверстия и сварного шва). Используются типовые режимы выхода на режим усталостных испытаний, позволяющие определить критические напряжения в образце материала – напряжение, при котором происходит изменение физических свойств (температуры, деформации) без доведения образцов до усталостного разрушения. Выполнено сравнение критических амплитуд напряжений в цикле для экспериментальных данных и результатов математического моделирования. При помощи метода конечных элементов (МКЭ) оценено влияние концентраторов напряжений на значение критических нагрузок, которые способны выдержать деталь после технологической операции. **В результате** дана оценка влияния эксплуатационно-технологических факторов на величину критических напряжений, определяемых по температуре и деформациям. Сравнительные испытания образцов сплава BT6 и Д16 с концентраторами напряжений и без концентраторов показали, что амплитуды критических напряжений по сравнению с образцами без концентраторов напряжений снижаются более чем на 30 % у материалов. Проведены малоцикловые усталостные испытания образцов из сплава Д16. Выполнено математическое моделирование циклического деформирования образцов в пакете MSC.Marc. **Обсуждаются** результаты испытаний при циклическом нагружении, показывающие, что характеристики технологического процесса уменьшают амплитуды критических напряжений сплавов BT6 и Д16 и ухудшают усталостные свойства алюминиевого сплава Д16. Математическое моделирование показало удовлетворительное соответствие с данными экспериментов. Такое соответствие указывает на возможность проведения качественных численных оценок начала накопления неупругой деформации в конструкциях с концентраторами напряжений при циклическом деформировании и возрастающей амплитудой напряжений с использованием классической модели упругопластического материала с упрочнением.

Для цитирования: Захарченко К.В., Капустин В.И., Ларичкин А.Ю. Ускоренная оценка влияния технологических факторов на прочностные характеристики Ti-6Al-4V и Al-Cu-Mg // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 125–139. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-125-139.

Введение

Методам определения характеристик сопротивления посвящено большое количество работ [1], включая методы, описанные в ГОСТ 25.502–79. В ускоренных методах расчетно-экспериментальной оценки предела

*Адрес для переписки

Захарченко Кирилл Владимирович, к.т.н., доцент
 Новосибирский государственный технический университет,
 пр. К. Маркса, 20,
 630073, г. Новосибирск, Россия
 Тел.: 8 (383) 346-17-64, e-mail: zaharchenkok@mail.ru

выносливости материала условно можно выделить несколько основных групп.

Первая группа – регулярное нагружение с разрушением образцов при МЦУ (малоцикловая усталость) [2]. Широко используют формулу Коффина, которая включает характеристику неупругого деформирования – ширину петли гистерезиса [3]. Вторая группа методов – нагружение с использованием эффекта повышения частоты испытаний. Эта методика положила начало исследованию «бесконечной долговечности» – $10^6 \dots 10^{10}$ циклов (Батиас) [4]. В этом направлении исследователи [5, 6] первыми обратили внимание на то, что при режиме нагружения свыше 10^9 циклов возникновение трещин происходит под поверхностью образца [7]. Очаг разрушения имеет вид «Fish-eye» [8, 9]. В третьей группе рассматривается нагружение с применением программного изменения нагрузки: Локати, Про, Эномото, Вейбулла [10–12].

Общий недостаток рассмотренных выше трех групп ускоренных методов – разрушение большого количества образцов, большая погрешность – реально оценивать только циклически стабильные материалы, что ограничивает представленные методы. Кроме того, указанные выше методы не связаны с изучением физических процессов, которые происходят в структуре материала на разных масштабных уровнях под действием внешней нагрузки.

Четвертая группа: циклическое нагружение без доведения образцов до разрушения. В косвенных методах величина предела выносливости связана с характеристиками механических свойств или физическими явлениями металлов, которые сопутствуют процессу усталости. Эти методы основаны на установлении связи пределов выносливости с напряжениями, при которых в исследуемом материале начинают появляться необратимые эффекты, связанные с усталостными повреждениями. Физической основой неразрушающих методов являются структурно-чувствительные характеристики и сопутствующие явления, происходящие в материале в процессе периодического нагружения [21–48]: фазовые превращения в материале [13–16], где наблюдают превращения в сплавах по типу мартенситных; микротвердость [17]; искажение кристаллической решетки металла [18]; изменение характеристик магнитного сопротивления, маг-

нитного гистерезиса, вихревых токов [19–21]; изменение рельефа поверхности [22, 23]; акустическая эмиссия [24]; интенсификация необратимого рассеяния энергии или неупругих деформаций [22]; изменение микроструктуры [9, 23, 24] и т. д. Существуют методы, в которых накопление повреждения связывается с изменением различных интегральных характеристик рассеяния энергии в металле, основанные на измерении коэффициента поглощения, логарифмического декремента колебаний, температуры в очаге разрушения [25–30].

Основной целью исследования является обнаружение физических явлений, сопутствующих процессу циклического нагружения в переходной области от упругого к неупругому деформированию, анализ диссипации энергии и накопления деформаций, происходящих при неупругой циклической деформации при постоянных ненулевых средних напряжениях. При этом раскрывается влияние технологического воздействия на определяемые характеристики. Дальнейшие исследования посвящены обсуждению подходов к моделированию этих явлений.

Методика исследований

Образцы для испытаний

Партия образцов для исследования изготавливалась из листа высокопрочного титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) и листа алюминиевого сплава Д16 (Al-Cu-Mg). Выбор этих материалов обусловлен тем, что оба сплава широко применяют в самолетостроении. Алюминиевый сплав Д16 исторически является основным материалом в области авиастроения. Титановый сплав ВТ6 применяется, например, для изготовления дисков и лопаток первых ступеней ГТД. Эти материалы поставляются в различном виде: поковок, штамповки, прутки, плиты и листы.

История деформирования полуфабрикатов создается на этапе их изготовления, при котором на материал воздействуют разнообразные технологические процессы: прокатка, волочение, ковка, механическая обработка резанием, термическая обработка и др. Технологические факторы, предшествующие испытанию образца материала на сопротивление усталостному разрушению, оказывают сильное влияние на долговечность образца.

В исследовании используются образцы типа IV по ГОСТ 25.502–79 (рис. 1). Длина рабочей части образца составляет 50 и 45 мм, что позволяет установить два экстензометра для измерения осевой и поперечной деформации. Образцы из сплава ВТ6 были разделены на две серии: гладкие (рис. 1, а) и с концентратором напряжений в виде отверстия ($d = 1,5$ мм) в центре рабочей части (рис. 1, б). Толщина образца $h = 2,1$ мм, ширина $b = 9$ мм, значение коэффициента концентрации $\alpha_\sigma = 6,49$. Образцы из сплава Д16 были также разделены на две серии: гладкие (рис. 1, в) и с концентратором напряжений в виде сварного шва (рис. 1, г). Толщина образца из сплава Д16 $h = 1,5$ мм, ширина $b = 12$ мм. Шов был получен при помощи лазерной сварки. Ширина шва равна толщине образца. Прочность шва составляла 0,85 от прочности основного материала.

Исследования позволяют дать оценку влияния конструктивных факторов (концентраторов напряжений) на изменение характеристик состояния материала при циклическом нагружении (как следствие, на сопротивление материала усталостному разрушению). Измерения деформаций проводились на базе 25 мм при помощи экстензометра.

Диаграмма деформирования при растяжении образцов ВТ6 и Д16 представлена на рис. 2. Механические свойства материала ВТ6:

– временное сопротивление разрушению – $\sigma_B = 1045$ МПа (Δ);

– предел текучести $\sigma_{0,2} = 881$ МПа (\blacktriangle);

– модуль упругости $E = 102\,600$ МПа.

Механические свойства материала Д16:

– временное сопротивление разрушению $\sigma_B = 423$ МПа (Δ);

– предел текучести $\sigma_{0,2} = 320$ МПа (\blacktriangle);

– модуль упругости $E = 73\,400$ МПа.

Поверхность рабочей части образца, предназначенную для измерения температуры при помощи тепловизора, покрывали тонким слоем аморфного углерода, что позволяет коэффициент черноты приблизить к единице.

Экспериментальные исследования, выполняемые с измерением одновременно двух компонентов тензора деформаций и радиационной температуры поверхности, позволяют обеспечить полноту данных при решении задач идентификации свойства материала и в исследовании процессов накопления необратимых деформаций и диссипации энергии образцом.

Оборудование

Для нагружения образцов материала ВТ6 и Д16 использовалась испытательная универсальная система Instron 8801 (Англия). При испытании реализовывалось мягкое нагружение. Для измерения приращения компонентов

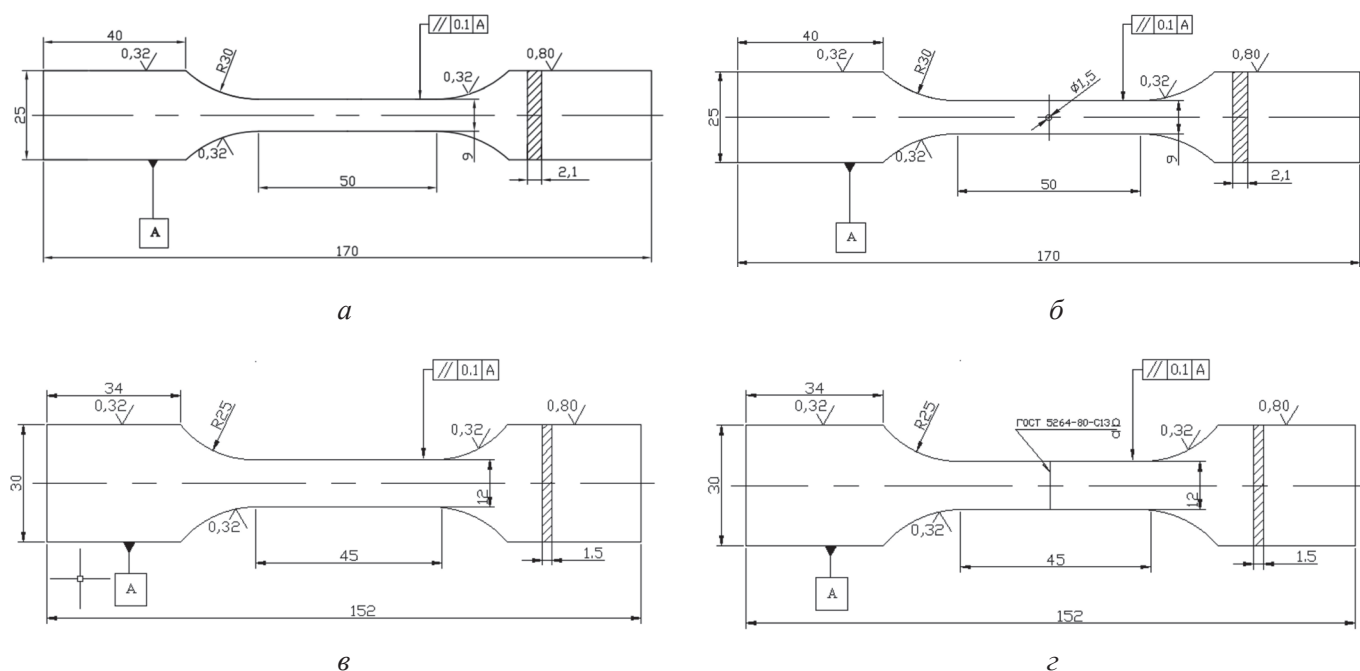


Рис. 1. Образцы для испытаний

Fig. 1. Samples for testing

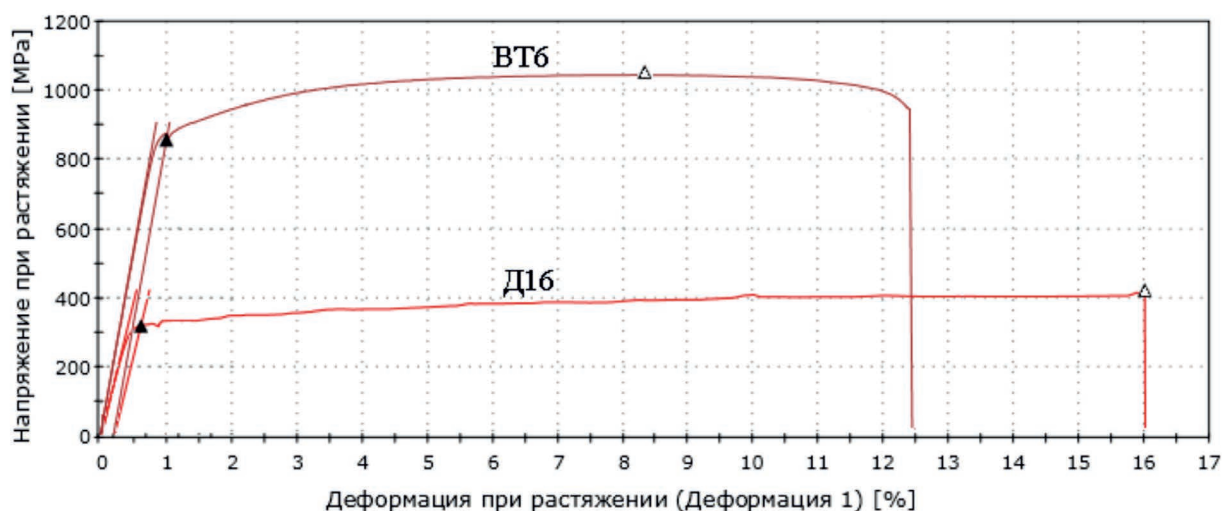


Рис. 2. Диаграммы деформирования при растяжении образцов VT6 и D16

Fig. 2. Tensile stress diagrams for VT6 and D16 samples

тензора полных деформаций *in situ* использовались штатные экстензометры: № 2620-601 «Dynamic Extensometer», «Transverse/Diametral Extensometer» №W-E-404-F. Измерение температуры выполнялось при помощи тепловизора ImageIR «InfraTec» 8355 с температурным разрешением 0.02 K (Германия).

Метод определения критического напряженно-деформированного состояния материала при циклическом нагружении

В работе требовалось определить критическую амплитуду напряжения при циклическом нагружении образца материала по изменению деформированного состояния и диссипативного разогрева.

Для этого использовалась методика, в которой критические напряжения могут быть определены с помощью диаграммы накопления необратимых деформаций или по температуре диссипативного разогрева материала [26, 27, 32].

При испытаниях образец, находящийся в термодинамическом равновесии, подвергался мягкому нагружению с некоторой постоянной средней составляющей цикла напряжений и монотонно увеличивающейся амплитудой напряжения, например, увеличивающейся пропорционально времени. Нагружение с постоянной средней составляющей цикла позволяло исключить влияние среднего напряжения и получить амплитудные зависимости характеристик деформированного состояния и температуры от амплитуды напряжения.

Схема типовой программы нагружения, изображенная на рис. 3, представляла собой блок нагружения, состоящий из 4 шагов, в которых выполнялось:

- квазистатическое деформирование (шаг 1 «Step 1»),
- выдержка при этом напряжении в течение 180 с (шаг 2 «Step 2»),
- мягкое нагружение при ступенчатом увеличении амплитуды напряжения (шаг 3 «Step 3»),
- разгрузка (шаг 4 «Step 4»).

Шаг 3 содержал 2640 циклов нагружения по гармоническому закону с частотой 4 Гц с общей длительностью испытания 660 секунд. Выдержка на втором шаге испытания необходима для установления термодинамического равновесия в образце после его нагружения на первом шаге.

Величина приращения амплитуды нагрузки для каждой ступени $\sigma_{a \text{ step}}$ высчитывалась

по формуле: $\sigma_{a \text{ step}} = \frac{\sigma_{a \text{ max}}}{N_{\text{cycle}}}$, где $\sigma_{a \text{ max}}$ – мак-

симальная амплитуда напряжения в шаге 3; N_{cycle} – количество циклов на третьем шаге.

Во время испытаний одновременно измерялись нагрузка, осевая, поперечная деформация и радиационная температура рабочей поверхности образца. Испытания проводились при комнатной температуре.

После выполнения программы испытаний данные измерений анализировались и опреде-

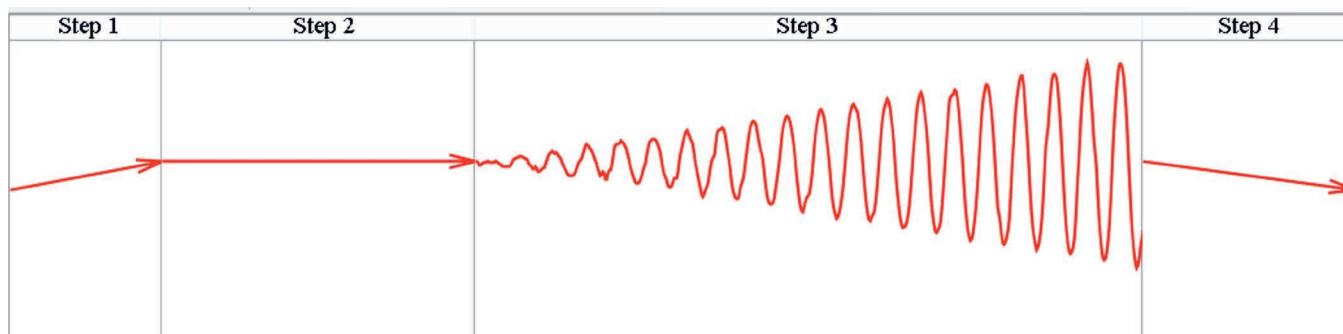


Рис. 3. Блок нагружения:

шаг 1 – квазистатическое нагружение; шаг 2 – выдержка; шаг 3 – циклическое нагружение со ступенчато увеличивающейся амплитудой напряжения; шаг 4 – разгрузка

Fig. 3. A single loading block:

step 1: quasi-static loading; step 2: holding under constant stress; step 3: harmonic cyclic loading with linearly increasing stress amplitude; step 4: unloading

лялись экстремальные значения деформаций и температуры для каждого экстремального напряжения в программе испытаний.

Полученные данные позволили выделить из полных деформаций образца составляющие, связанные с необратимым деформированием, а также из изменения температуры части, связанные с термоупругим и диссипативным разогревом образца, и определить критическое напряжение образца, выше которого процесс становится необратимым.

Основные результаты и обсуждение

Деформационные характеристики образцов (сплавы ВТ6 и Д16) с концентратором напряжений и без него при циклическом нагружении

Для образцов из титанового сплава ВТ6 в состоянии поставки на рис. 4 представлены сопоставления зависимостей приращений средних значений температуры (ΔT_m) с зависимостями деформации вышагивания (ε_{xm}^p , формула (1)) от амплитуды напряжения (σ_a) (рис. 4, а). На рис. 4, б представлены сопоставления зависимостей приращений средних значений температуры (ΔT_m) с амплитудами необратимых продольных деформаций (ε_{xa}^p , формула (2)) от амплитуды напряжения (σ_a). Здесь:

$$\varepsilon_{xm}^p = \varepsilon_{xm} - \varepsilon_{xm0}, \quad (1)$$

$$\varepsilon_{xa}^p = \varepsilon_{xa} - \frac{\sigma_a}{E_{d0}}, \quad (2)$$

где

$$\varepsilon_{xm} = \frac{\varepsilon_{x \max} + \varepsilon_{x \min}}{2};$$

$$\varepsilon_{xa} = \frac{\varepsilon_{x \max} - \varepsilon_{x \min}}{2}$$

– средние и амплитудные значения полной продольной деформации; $\varepsilon_{x \max}$, $\varepsilon_{x \min}$ – экстремальные значения продольных деформаций; ε_{xm0} – полная продольная деформация после завершения шага 2 программы нагружения, σ_m ; $E_{d0} = \frac{\sigma_a}{\varepsilon_{xa}}$ – секущий динамический модуль упругости, вычисляется в начале шага 3, где неупругие деформации незначительны.

На рис. 4 представлены зависимости средней температуры и составляющих пластической деформации от амплитуды напряжения. Цифрами 1 и 2 обозначены зависимости для образцов с отверстием и без отверстия соответственно. Среднее напряжение было задано $\sigma_m = 476$ МПа, максимальная амплитуда напряжения $\sigma_{a \max} = 529$ МПа. Если эксперименты выполнить для иных средних напряжений, то можно оценить влияние среднего напряжения, в цикле нагружения на величину амплитуды напряжения при котором начинается диссипативный разогрев и активизируется процесс накопления необратимых деформаций.

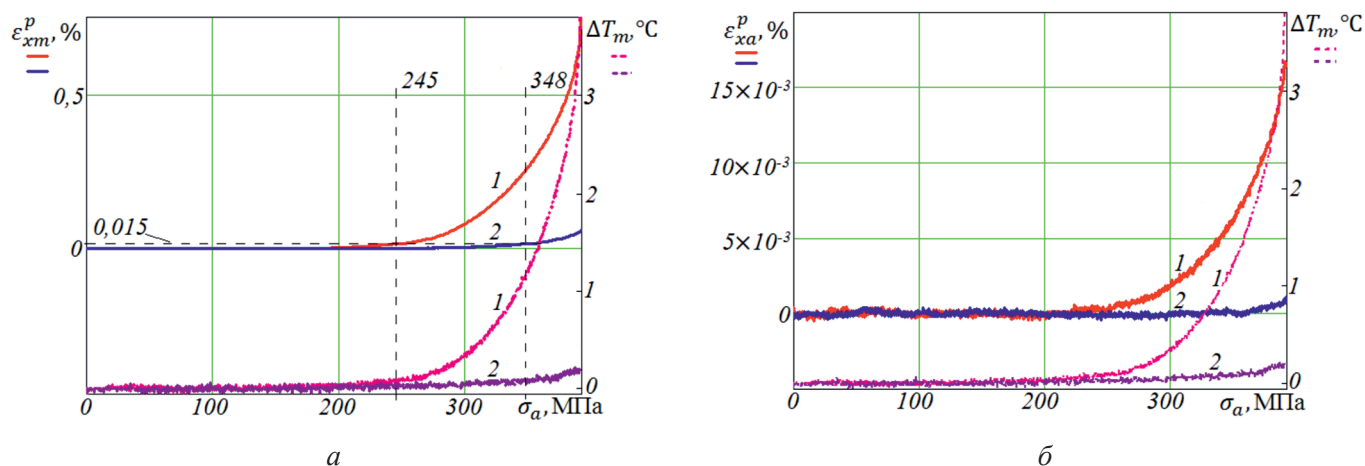


Рис. 4. Эволюция параметров в зависимости от амплитуды напряжения для образцов ВТ6 с отверстием 1 и без отверстия 2; а – изменение средней температуры и средней пластической осевой деформации; б – изменение средней температуры и амплитуды пластической осевой деформации

Fig. 4. Evolution of parameters as a function of the stress amplitude for VT6 (Ti-6Al-4V) samples with 1 and without a hole 2; а – evolution of the temperature and the plastic mean axial strain; б – evolution of the temperature and the plastic axial strain mplitude

Наличие концентратора у образца в виде отверстия при периодическом деформировании с постоянным средним напряжением в цикле уменьшает величину амплитуды напряжения (σ_a), при котором активизируется процесс пластической деформации материала (рис. 4, а), наблюдаются нелинейное изменение средней пластической осевой деформации и приращение средней температуры диссипативного разогрева образца.

Представленная диаграмма дает возможность оценить предел циклической упругости материала ВТ6 (рис. 4, а). Средние значения необратимой пластической деформации (ε_{xm}^p) у образцов с отверстием и приращение средней температуры (ΔT_m) возникают при амплитуде напряжения выше 245 МПа, для гладких образцов – при 348 МПа соответственно (при этом $\varepsilon_{xm}^p = 0,015\%$). Это наблюдение согласуется с известным разупрочняющим воздействием среднего напряжения при усталости металлов, которое обычно оценивается по диаграммам Haigh. При амплитуде напряжения 348 МПа (рис. 4, а) средняя составляющая необратимой продольной деформации (ε_{xm}^p) и приращений температуры (ΔT_m) больше в 16 и 10 раз соответственно у образцов с концентратором, чем у образцов без концентратора.

Из рис. 4, б также видно, что наличие концентратора у образца из сплава ВТ6 приводит к тому, что амплитуда пластической осевой деформации имеет более высокое значение у образца с отверстием. При амплитуде напряжений (σ_a), близкой к 400 МПа, происходит увеличение амплитуды необратимых деформаций (ε_{xa}^p) на 0,017 % у образцов с концентратором напряжения.

Наличие концентратора напряжений при периодическом деформировании образцов симметричным циклом напряжений со средней составляющей приводит к уменьшению критического напряжения, при котором активизируются необратимые процессы, на 30 %. Это наблюдение согласуется с математическим расчетом, представленным в разделе «Сравнение экспериментальных данных и результатов математического моделирования».

Для ответа на вопрос о влиянии концентратора напряжений на диссипативный разогрев и среднее (амплитудное) значение деформации в цикле (вышагивание петли пластического гистерезиса) образец из алюминиевого сплава Д16 со сварным швом и без него нагружался по аналогичной программе (рис. 3) со средним напряжением в цикле (σ_m) и максимальной амплитудой напряжения цикла ($\sigma_{a\max}$), равными 167 МПа.

На рис. 5 показано, что в образце материала Д16 с концентратором напряжений (сварным швом) увеличение средней пластической деформации (вышагивание петли пластического гистерезиса) и нагрев, вызванный пластичностью, происходят намного раньше, чем у гладких образцов (без концентратора напряжений). Напомним, что эти результаты соответствуют фиксированному среднему напряжению $\sigma_m = 167$ МПа.

Так, из рис. 5, а видно, что у образцов Д16 со сварным швом средние значения необратимой пластической деформации (ε_{xm}^p) и приращение средней температуры (ΔT_m) возникают при амплитуде напряжения выше 80 МПа, для гладких образцов – при 130 МПа соответственно (при этом $\varepsilon_{xm}^p = 0,02$ %). Приращение средней и амплитудной составляющих температуры происходит с минимальным расхождением до амплитуды напряжений 100 МПа. При амплитуде напряжения 130 МПа (рис. 4, а) средняя составляющая необратимой продольной деформации (ε_{xm}^p) и приращений температуры (ΔT_m) больше в 30 раз и в 2 раза соответственно у образцов со сварным швом, чем у образцов без сварного шва.

Из рис. 5, б также видно, что сварной шов у образца сплава Д16 приводит к тому, что ампли-

туда пластической осевой деформации имеет более высокое значение у образца с концентратором. При амплитуде напряжений (σ_a), близкой к 160 МПа, происходит увеличение амплитуды необратимых деформаций (ε_{xa}^p) на 0,03 % у образцов с концентратором напряжения.

При периодическом деформировании образцов со сварным швом симметричным циклом напряжений со средней составляющей приводит к уменьшению критического напряжения на 38 %.

Для образцов сплава Д16 была проведена проверка кинетики изменения средней пластической деформации и средней температуры при циклировании на третьем шаге программы (см. рис. 3) с постоянной амплитудой цикла напряжения $\sigma_a = 167$ МПа (рис. 6).

Для гладкого образца Д16 (рис. 6, а) среднее значение температуры монотонно росло при циклировании (с $\Delta T_m = 0,4$ °С до $\Delta T_m = 0,67$ °С) при постоянной амплитуде напряжения $\sigma_a = 167$ МПа. При этом значение осевой пластической деформации оставалось постоянным $\varepsilon_{xm}^p \approx 1$ %. В то же время для образца Д16 со сварным швом среднее значение температуры падало при циклировании (с $\Delta T_m = 0,8$ °С до $\Delta T_m = 0,55$ °С) при постоянной амплитуде напряжения $\sigma_a = 167$ МПа. При этом значение осевой пластиче-

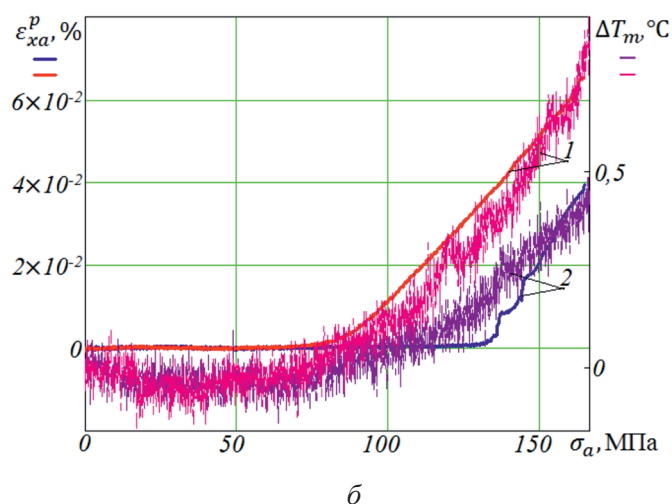
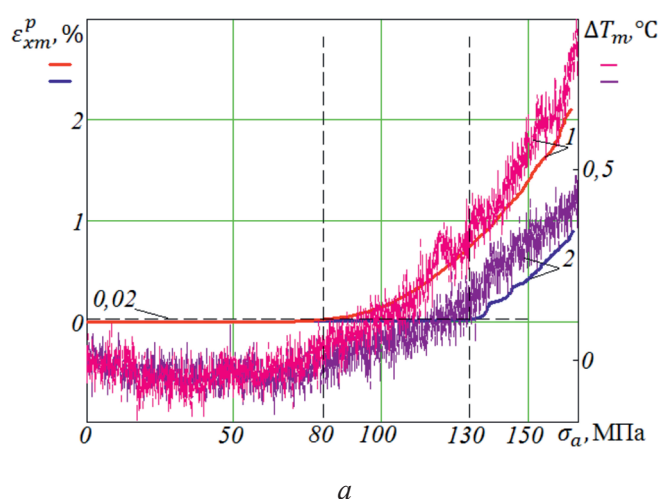


Рис. 5. Эволюция параметров в зависимости от амплитуды напряжения для образцов Д16 со сварным швом 1 и без шва 2; а – изменение средней температуры и средней пластической осевой деформации; б – изменение средней температуры и амплитуды пластической осевой деформации

Fig. 5. Evolution of parameters as a function of the stress amplitude for D16 (Al-Cu-Mg) samples with 1 and without a weld 2; а – evolution of the temperature and the average plastic axial strain; б – evolution of the temperature and the plastic axial strain amplitude

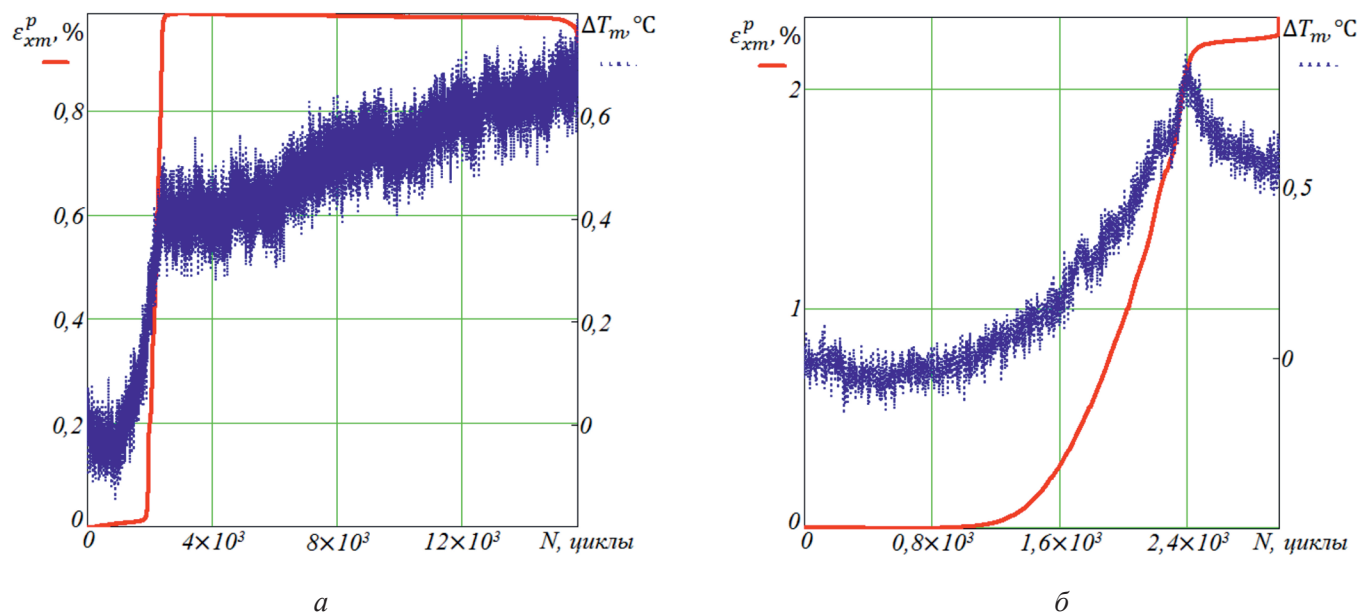


Рис. 6. Эволюция средней температуры и средней пластической осевой деформации в зависимости от числа циклов для образцов:

a – D16 без сварного шва; *б* – D16 со сварным швом

Fig. 6. Evolution of the temperature and the plastic mean axial strain versus the number of loading cycles for specimens:

a – D16 (Al-Cu-Mg) without a weld; *б* – D16 (Al-Cu-Mg) with a welded seam

ской деформации оставалось постоянным – более $\varepsilon_{xm}^p \approx 2,2\%$.

Средние значения долговечностей при этом на исследуемом уровне нагружения сплава D16 равны $2,9 \cdot 10^3$ и $15,7 \cdot 10^3$ циклов соответственно для образцов со сварным швом и без него. Таким образом, получено уменьшение характеристик малоциклового усталости для образцов со сварным швом более чем в 5 раз. Это показывает чувствительность метода к концентратору напряжений.

Можно предположить, что при периодическом асимметричном деформировании образца за пределом упругости в материале реализуются два эффекта деформирования.

Первый эффект сопровождается увеличением условного напряжения текучести (упрочнение,) при котором обнаруживается накопление необратимых средних деформаций (вышагивание петли пластического гистерезиса). Этот эффект аналогичен ползучести материала. Второй эффект сопровождается одновременным увеличением амплитуды необратимых деформаций и приращением температуры диссипативного разогрева, что сопровождается ухудшением проч-

ностных свойств. Эти эффекты требуют дальнейшего исследования.

Повышение температуры и накопление средней пластической деформации имеют одинаковую тенденцию: эти процессы начинаются при меньших амплитудах напряжений для образцов с концентратором напряжений.

Результаты экспериментальных исследований показывают принципиальную возможность описания процессов деградации при циклическом нагружении. Метод позволит также оценивать влияние технологических воздействий, которым подвергался ранее образец материала. Кроме того, метод может быть использован как альтернатива разрушающим методам испытаний конструкций на прочность и оценки характеристик сопротивления усталостному разрушению металлических материалов.

Сравнение экспериментальных данных и результатов математическое моделирования

Проведено сравнение результатов конечно-элементного моделирования (МКЭ) циклического растяжения полосы из ВТ6 с отверстием и полосы без отверстия, а также полосы из D16 со

швом и полосы без шва. Модели представляли собой четверть образца с базой измерения $L_0 = 12,5$ мм. На поверхностях, совпадающих с плоскостями координат Oxz и Oyz , задавались условия симметрии. К верхней поверхности образцов прикладывалась нагрузка, история которой соответствовала таковой в эксперименте. Значения параметров упругости и пластичности материала принимались соответствующими сплавам ВТ6 и Д16. Материал шва для образца из Д16 принимался таким же, как и для основного материала, но со сниженным пределом текучести и прочности, равными 0,85 от $\sigma_{0,2}$ и σ_B . Предельная деформация материала шва была принята равной 1,15 от предельной для основного материала Д16 (см. рис. 2). На рис. 7 представлены расчетные деформированные конфигурации и значения интенсивности полной деформации для образцов из рассматриваемых сплавов.

На рис. 8 представлены диаграммы зависимости средней составляющей деформации

базы измерений образца в цикле от амплитуды напряжения в цикле плоского образца с отверстием из ВТ6 (рис. 8, а) и для плоского образца со сварным швом после лазерной сварки (рис. 8, б). Линии 1 соответствуют данным моделирования циклической деформации плоских образцов с концентраторами напряжений (отверстием для образца из ВТ6 и сварным швом для образца из Д16), линиями 2 обозначены данные для образцов соответствующих размеров для каждого сплава без концентраторов напряжений.

Можно отметить удовлетворительное соответствие амплитуд напряжений между экспериментальными значениями и результатами математического моделирования. При данных амплитудах напряжений наступает необратимое накопление деформации образца на базе измерений 25 мм. Сведения о размерах образцов и амплитудах напряжений приведены в таблице.

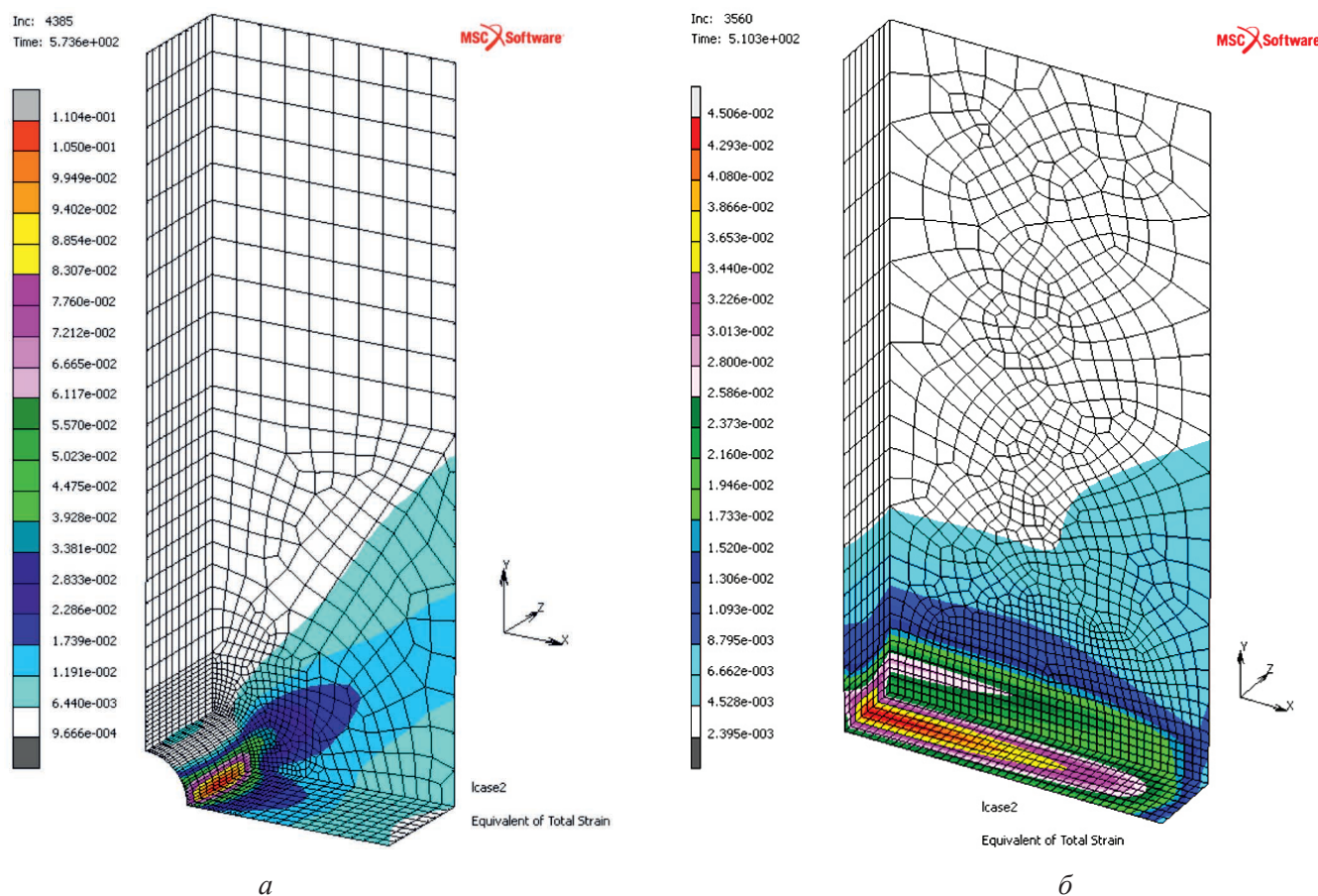


Рис. 7. Распределение интенсивности полной деформации для образцов:

а – из сплава ВТ6 с отверстием; б – из сплава Д16 со сварным швом

Fig. 7. Distribution of total strain intensity for samples:

а – from VT6 (Ti-6Al-4V) alloy with a hole; б – from D16 (Al-Cu-Mg) alloy with a laser weld

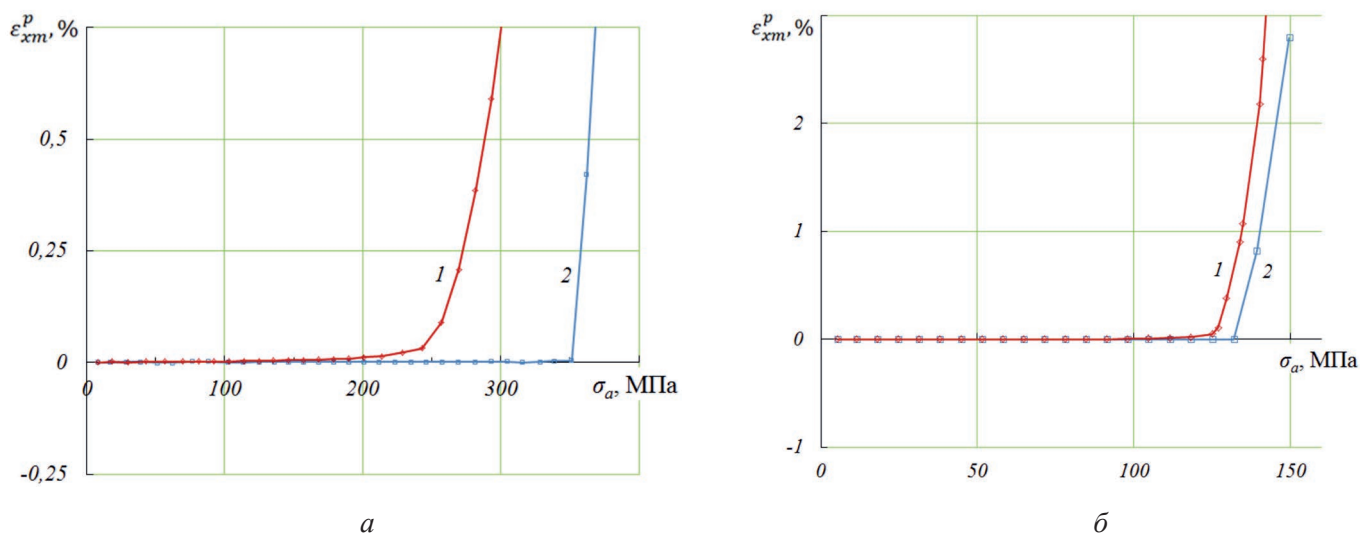


Рис. 8. Изменение средней пластической осевой деформации от амплитуды напряжений образцов:

a – из сплава ВТ6 с отверстием 1 и без него 2; b – из сплава Д16 со сварным швом 1 и без шва 2

Fig. 8. Evolution of the plastic mean axial strain as a function of the stress amplitude for samples:

a – made of VT6 (Ti-6Al-4V) alloy with hole 1 and without it 2; b – made of alloy D16 (Al-Cu-Mg) with welded seam 1 and without it 2

Данные образцов и сравнение результатов моделирования и эксперимента

Sample data and comparison of simulation and experiment results

Материал / Sample material	Тип образца / Sample type	Размеры / Sample dimensions		Размеры концентратора, мм / Stress concentrator dimensions, mm	Амплитуда напряжений в эксперименте σ_a^{exp} , МПа / Stress Amplitude in the experiment σ_a^{exp} , MPa	Амплитуда напряжений в моделировании σ_a^{num} , МПа / Stress Amplitude in simulation σ_a^{num} , MPa
		h , мм / mm	b , мм / mm			
ВТ6 / (Ti-6Al-4V)	Без отверстия / no hole	2,1	9	–	348	351
	С отверстием / with hole			Ø1,5	245	223
Д16 / (Al-Cu-Mg)	Без шва / no weld	1,5	12	–	130	132
	Со швом / with weld			□1,5	80	118

Выводы

1. Получены экспериментальные зависимости температуры и полных деформаций от величины амплитуды напряжения при однородном и неоднородном НДС в области концентраторов, моделирующих влияние технологических факторов на прочность образцов, изготовленных из титанового (ВТ6) и алюминиевого (Д16) сплавов.

2. Установлено, что:

а) амплитуда критических напряжений образцов из сплава ВТ6 с концентратором напряжений в виде отверстия меньше на 30 % и более, чем у образцов без отверстий;

б) амплитуда критических напряжений образцов из сплава Д16 с концентратором в виде сварного шва напряжений меньше на 38 %, чем у образцов без сварных швов.



3. Проверочные усталостные испытания образцов подтвердили достоверность сделанных ускоренных оценок и выводов, см. п. 2.

4. Результаты моделирования плоских образцов с отверстием и со сварным швом показали удовлетворительное соответствие амплитуд напряжений между данными экспериментов и результатами моделирования. Такое соответствие позволяет проводить качественные численные оценки начала накопления неупругой деформации в конструкциях с концентраторами напряжений при циклическом деформировании с возрастающей амплитудой напряжений. При моделировании использовалась стандартная модель упругопластического тела с упрочнением.

Список литературы

1. Троценко В.Т., Сосновский Л.А. Сопротивление усталости металлов и сплавов: справочник. – Киев: Наукова думка, 1987. – 1302 с.
2. Иванова В.С. Структурно-энергетическая теория усталости металлов // Циклическая прочность металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1962. – С. 11–23.
3. Coffin L.F. Low-cycle fatigue: a review // Applied Material Research. – 1962. – Vol. 1, N 3. – P. 129–141.
4. Bathias C. Gigacycle fatigue in mechanical practice. – Vergal: marcel Dekker, 2005. – 304 p. – ISBN 9780203020609. – DOI: 10.1201/9780203020609.
5. Naito T., Ueda H., Kihushi M. Fatigue behavior of carburized steel with internal oxides and non-martensitic microstructure near the surface // Metallurgical Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science. – 1984. – Vol. 15, N 7. – P. 1431–1436.
6. Kanazawa K., Nishijima S. Fatigue fracture of low alloy steel at ultra-high cycle regime under elevated temperature conditions // Journal of the Society of Materials Science. – 1997. – Vol. 46, N 12. – P. 1396–1400. – DOI: 10.2472/jms.46.1396.
7. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue in steels // Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. – 1999. – Vol. 22, N 7. – P. 581–590. – DOI: 10.1046/j.1460-2695.1999.00187.x.
8. Shiozawa K., Nashino S., Morii Y. Subsurface crack initiation and propagation mechanism of high-strength steels in very high cycle fatigue regime // International Journal of Fatigue. – 2006. – Vol. 28, N 11. – P. 1521–1532. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2005.08.015.
9. Шаняевский А.А. Моделирование усталостных разрушений металлов: синергетика в авиации. – Уфа: монография, 2007. – 500 с. – ISBN 978-5-94920-058-2.
10. Locati L. Le prove di fatica come ausilio alla prodotta sone ed alle predusioni // Metallurgia Italiana. – 1955. – Vol. 47, N 9. – P. 245–260.
11. Prot E.M. Une nouvelle technique d'essai des materiaux. L'essai de fatigue sous chrsse progressive // Revue de Metallurgie. – 1948. – Vol. 45, N 12. – P. 481–496.
12. Enomoto N. A method for determining the fatigue limit of metals by means of stepwise load increase tests // Proceedings – American Society for Testing and Materials. – 1959. – Vol. 59. – P. 711–722.
13. Glage A., Weidner A., Biermann H. Effect of austenite stability on the low cycle fatigue behaviour and microstructure of high alloyed metastable austenitic cast TRIP-steels // Procedia Engineering. – 2010. – Vol. 2, N 1. – P. 2085–2094. – DOI: 10.1016/j.proeng.2010.03.224.
14. Усталостная прочность аустенитной стали X18H10T после равноканального углового прессования / В.Ф. Терентьев, С.В. Добаткин, Д.В. Просвирнин, И.О. Банных, О.В. Рыбальченко, Г.И. Рааб // Деформация и разрушение материалов. – 2008. – № 10. – С. 30–38.
15. Yang Y.S., Bae J.G., Park C.G. Improvement of the bending fatigue resistance of the hyper-eutectoid steel wires used for tire cords by a post-processing annealing // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. A488. – P. 554–561. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.11.048.
16. Структурные особенности поведения высокоуглеродистой перлитной стали при циклическом нагружении / А.В. Макаров, Р.А. Саврай, В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, Л.Ю. Егорова // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т. 111, № 1. – С. 97–111.
17. Щупачев А.М., Пояркова Е.В. Влияние усталостной повреждаемости на твердость и внутреннюю накопленную энергию металла // Вестник УГАТУ. – 2007. – Т. 9, № 6 (24). – С. 152–157.
18. Алешин Н.П., Щербинский В.Г. Радиационная, ультрозвуковая и магнитная дефектоскопия металлоизделий. – М.: Высшая школа, 1991. – 271 с. – ISBN 5-06-000923-8.
19. Магнитные методы оценки упругой и пластической деформации при циклическом нагружении сталей / Э.С. Горкунов, Р.А. Саврай, А.В. Макаров, С.М. Задворкин // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. – 2015. – Iss. 2. – P. 6–15. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.2.006-015.
20. Махутов Н.А., Дубов А.А., Денисов А.С. Исследование статических и циклических деформаций с использованием метода магнитной памяти металла // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – Т. 74, № 3. – С. 42–46.

21. Магнитоупругое размагничивание стали под действием циклического нагружения / К.Р. Муратов, В.Ф. Новиков, Д.Ф. Нерадовский, Р.Х. Казаков // Физика металлов и металловедение. – 2018. – Т. 119, № 1. – С. 19–25. – DOI: 10.7868/S0015323018010035.
22. Эффект «шахматной доски» в распределении напряжений и деформаций на интерфейсах в нагруженном твердом теле: экспериментальная верификация и механизмы мезоскопического каналирования / В.Е. Панин, А.В. Панин, Т.Ф. Елсукова, О.Ю. Кузина // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8, № 6. – С. 97–105.
23. *Капустин В.И., Гилета В.П., Захарченко К.В.* Экспериментальное изучение закономерностей деформирования алюминиевых сплавов при регулярных нагружениях // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 4 (53). – Р. 40–43.
24. *Шаняевский А.А., Банов М.Д., Беклемишев Н.Н.* Диагностика усталости авиационных конструкций акустической эмиссией. – М: Изд-во МАИ, 2017. – 186 с. – ISBN 978-5-4316-0405-8.
25. *Kapustin V.I., Zakharchenko K.V.* On the experimental analysis of dissipative processes under cyclic loading of metals // Journal of Physics: Conference Series. – 2017. – Vol. 894, N 1. – P. 012128. – DOI: 10.1088/1742-6596/894/1/012128.
26. On the effect of plasma electrolytic oxidation on the fatigue strength of V96TS1 (Al-Zn-Mg-Cu) aluminum alloy / K. Zakharchenko, V. Kapustin, M. Legan, A. Larichkin, Y. Lukianov, I. Zverkov // Journal of Physics. Conference Series. – 2020. – Vol. 1666, N 1. – P. 012019. – DOI: 10.1088/1742-6596/1666/1/012019.
27. *Zakharchenko K.V., Kapustin V.I., Shutov A.V.* On the analysis of energy dissipation and ratcheting during cyclic deformation of the titanium alloy VT6 (Ti-6Al-4V) // Journal of Physics. Conference Series. – 2020. – Vol. 1666, N 1. – P. 012025. – DOI: 10.1088/1742-6596/1431/1/012025.
28. Measuring stress intensity factors during fatigue crack growth using thermoelasticity / F.A. Diaz, E.A. Patterson, R.A. Tomlinson, J.R. Yates // Fatigue and Fracture of engineering materials and structures. – 2004. – Vol. 27, N 7. – P. 571–583. – DOI: 10.1111/j.1460-2695.2004.00782.x.
29. About the effect of plastic dissipation in heat at the crack tip on the stress intensity factor under cyclic loading / N. Ranc, T. Palin-Luc, P.C. Paris, N. Saintier // International Journal of Fatigue. – 2014. – Vol. 58. – P. 56–65. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2013.04.012.
30. *Meneghetti G., Ricotta M.* Evaluating the heat energy dissipated in a small volume surrounding the tip of a fatigue crack // International Journal of Fatigue. – 2016. – Vol. 92, pt. 2. – P. 605–615. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.04.001.
31. *Фридляндер И.Н.* Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 7. – С. 24–29.
32. *Захарченко К.В., Капустин В.И., Ларичкин А.Ю.* О влиянии керамического покрытия на деформационные характеристики алюминиевого сплава Д16АТ // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2014. – № 3 (64). – Р. 37–44.

Конфликт интересов

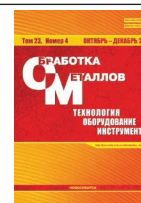
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2021 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Enhanced assessment of technological factors for Ti-6Al-4V and Al-Cu-Mg strength properties

Kirill Zakharchenko^{1, 2, a, *}, Vladimir Kapustin^{2, 1, b}, Alexey Larichkin^{1, 3, c}

¹ Lavrentyev Institute of Hydrodynamics SB RAS, 15 Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

² Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

³ Novosibirsk State University, 1 Pirogova Str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-2626-6184>, zaharchenkok@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-6124-2503>, macler06@mail.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-7306-9522>, larichking@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 04 August 2021

Revised: 16 September 2021

Accepted: 23 September 2021

Available online: 15 December 2021

Keywords:

Enhanced assessment

Cyclic loading

Elastoplastic strain

Strain characteristics

Dissipative characteristics

Finite element method

Funding

The reported study was funded by RFBR and Novosibirsk region according to the research project № 19-48-543028.

ABSTRACT

Introduction. The strength of construction materials when used under cyclic loads is of great importance in design engineering. A significant number of factors that affect the fatigue resistance have predetermined the creation of numerous methods that consider such influence. Nondestructive methods that are based on the connection of the physical degradation of material with strain properties enable evaluating experimentally the fatigue properties of materials. **Purpose of study:** the analysis of the processes of energy dissipation and strain accumulation during the inelastic cyclic strain of samples, using the *VT6 (Ti-6Al-4V)* titanium alloy and the *D16 (Al-Cu-Mg)* aluminum alloy before and after the technological impact. **The work experimentally investigates** the physical processes of degradation of the *VT6* and *D16* alloy samples that accompany the process of fatigue failure in materials with homogeneous and inhomogeneous stress-strain states in the concentrator (in the form of a hole and a weld). Typical modes are used to reach the fatigue testing that determine the critical stress in a material sample – the stress at which physical properties (temperature, strain) change without reaching the fatigue failure of samples. Critical stress amplitudes in the cycle, based on the data obtained during the experiment and the results of mathematical simulation, are compared. The effect of stress concentrators on critical loads that a detail can withstand after a unit operation is estimated by the finite-element method (*FEM*). **As a result,** the effect of the operational and technological factors on critical stress determined by strain and temperature is estimated. Comparative tests of the *VT6* and *D16* alloy samples with and without stress concentrators showed that the amplitudes of critical stress decrease by more than 30% in comparison with the ones that are without stress concentrators. The low-cycle fatigue tests of the *D16* alloy samples are carried out. Mathematical simulation of the cyclic strain of the samples is carried out using *MSC.Marc* package. The results of the cyclic loading tests, which show that the characteristics of the technological process reduce the amplitudes of the critical stress of the *VT6* and *D16* alloys and affect the fatigue properties of the *D16* aluminum alloy, **are discussed.** Mathematical simulation corresponded positively to the experimental data. Such correspondence indicates the possibility of conducting qualitative numerical assessments of the beginning of the inelastic strain accumulation process in structures with stress concentrators under the cyclic stress and the increasing stress amplitude, using the typical sample made of hardening elastoplastic material.

For citation: Zakharchenko K.V., Kapustin V.I., Larichkin A.Yu. Enhanced assessment of technological factors for Ti-6Al-4V and Al-Cu-Mg strength properties. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 125–139. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-125-139. (In Russian).

References

1. Troshchenko V.T., Sosnovskii L.A. *Soprotivlenie ustalosti metallov i splavov* [Fatigue resistance of metals and alloys]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1987. 1302 p.

* Corresponding author

Zakharchenko Kirill V., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospekt K. Marksa,
 630073, Novosibirsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (383) 346-17-64, e-mail: zaharchenkok@mail.ru

2. Ivanova V.S. Strukturno-energeticheskaya teoriya ustalosti metallov [Structural-energy theory of fatigue of metals]. *Tsiklicheskaya prochnost' metallov* [Cyclic strength of metals]. Moscow, Academy of Sciences of the Soviet Union Publ., 1962, pp. 11–23.
3. Coffin L.F. Low-cycle fatigue: a review. *Applied Material Research*, 1962, vol. 1, no. 3, pp. 129–141.
4. Bathias C. *Gigacycle fatigue in mechanical practice*. Vergal, Marcel Dekker, 2005. 304 p. ISBN 9780203020609. DOI: 10.1201/9780203020609.
5. Naito T., Ueda H., Kihushi M. Fatigue behavior of carburized steel with internal oxides and non-martensitic microstructure near the surface. *Metallurgical Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, 1984, vol. 15, no. 7, pp. 1431–1436.
6. Kanazawa K., Nishijima S. Fatigue fracture of low alloy steel at ultra-high cycle regime under elevated temperature conditions. *Journal of the Society of Materials Science*, 1997, vol. 46, no. 12, pp. 1396–1400. DOI: 10.2472/jsms.46.1396.
7. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue in steels. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 1999, vol. 22, no. 7, pp. 581–590. DOI: 10.1046/j.1460-2695.1999.00187.x.
8. Shiozawa K., Nashino S., Morii Y. Subsurface crack initiation and propagation mechanism of high-strength steels in very high cycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue*, 2006, vol. 28, no. 11, pp. 1521–1532. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2005.08.015.
9. Shanyavskii A.A. *Modelirovanie ustalostnykh razrushenii metallov: sinergetika v aviatsii* [Modeling of fatigue cracking of metals. Synergetics for aviation]. Ufa, Monografiya Publ., 2007. 500 p. ISBN 978-5-94920-058-2.
10. Locati L. Le prove di fatica come ausilio alla prodotta sone ed alle predusioni. *Metallurgia Italiana*, 1955, vol. 47, no. 9, pp. 245–260.
11. Prot E.M. Une nouvelle technique d'essai des materiaux. L'essai de fatigue sous charge progressive. *Revue de Metallurgie*, 1948, vol. 45, no. 12, pp. 481–496.
12. Enomoto N. A method for determining the fatigue limit of metals by means of stepwise load increase tests. *Proceedings – American Society for Testing and Materials*, 1959, vol. 59, pp. 711–722.
13. Glage A., Weidner A., Biermann H. Effect of austenite stability on the low cycle fatigue behaviour and microstructure of high alloyed metastable austenitic cast TRIP-steels. *Procedia Engineering*, 2010, vol. 2, no. 1, pp. 2085–2094. DOI: 10.1016/j.proeng.2010.03.224.
14. Terent'ev V.F., Dobatkin S.V., Prosvirnin D.V., Bannykh I.O., Rybal'chenko O.V., Raab G.I. Ustalostnaya prochnost' austenitnoi stali Kh18N10T posle ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniya [Fatigue strength of austenitic steel of Kh18N10T grade after equal-channel angular extrusion]. *Deformatsiya i razrushenie materialov = Russian Metallurgy (Metally)*, 2008, no. 10, pp. 30–38. (In Russian).
15. Yang Y.S., Bae J.G., Park C.G. Improvement of the bending fatigue resistance of the hyper-eutectoid steel wires used for tire cords by a post-processing annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 488, no. 1–2, pp. 554–561. DOI: 10.1016/j.msea.2007.11.048.
16. Makarov A.V., Savrai R.A., Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Egorova L.Y. Structural features of the behavior of a high-carbon pearlitic steel upon cyclic loading. *The Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 111, no. 1, pp. 95–109. DOI: 10.1134/S0031918X11010091. Translated from *Fizika metallov i metallovedenie*, 2011, vol. 111, no. 1, pp. 97–111.
17. Shchipachev A.M., Poyarkova E.V. Vliyanie ustalostnoi povrezhdaemosti na tverdost' i vnutrennyuyu nakoplennyuyu energiyu metalla [Fatigue deterioration influence on hardness and internal accumulated energy]. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik USATU*, 2007, vol. 9, no. 6 (24), pp. 152–157.
18. Aleshin N.P., Shcherbinskii V.G. *Radiatsionnaya, ul'trazvukovaya i magnitnaya defektoskopiya metalloizdelii* [Radiation, ultrasonic and magnetic flaw detection of metal products]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1991. 271 p. ISBN 5-06-000923-8.
19. Gorkunov E.S., Savrai R.A., Makarov A.V., Zadvorkin S.M. Magnetic techniques for estimating elastic and plastic strains in steels under cyclic loading. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2015, iss. 2, pp. 6–15. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.2.006-015. (In Russian).
20. Makhutov N.A., Dubov A.A., Denisov A.S. Issledovanie staticheskikh i tsiklicheskikh deformatsii s ispol'zovaniem metoda magnitnoi pamyati metalla [Study of static and cyclic deformations using the metal magnetic memory method]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov = Industrial laboratory. Materials diagnostics*, 2008, vol. 74, no. 3, pp. 42–46. (In Russian).

21. Muratov K.R., Novikov V.F., Neradovskii D.F., Kazakov R.K. Magnetoelastic demagnetization of steel under cyclic loading. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, no. 1, pp. 18–25. DOI: 10.1134/S0031918X1801012X. Translated from *Fizika metallov i metallovedenie*, 2018, vol. 119, no. 1, pp. 19–25. DOI: 10.7868/S0015323018010035.

22. Panin V.E., Panin A.V., Elskova T.F., Kuzina O.Yu. Effekt “shakhmatnoi doski” v raspredelenii napryazhenii i deformatsii na interfeisakh v nagruzhennom tverdom tele: eksperimental’naya verifikatsiya i mekhanizmy mezoskopicheskogo kanalirovaniya [Effect of “chessboard” stress and strain distribution on interfaces in a loaded solid: experimental verification and mesoscopic channeling mechanisms]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2005, vol. 8, no. 6, pp. 97–105. (In Russian).

23. Kapustin V.I., Gileta V.P., Zakharchenko K.V. Eksperimental’noe izuchenie zakonornosti deformirovaniya alyuminievykh splavov pri regul’nykh nagruzheniyyakh [The experimental study of regularities of aluminum alloys deformation in case of regular stresses]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2011, no. 4 (53), pp. 40–43.

24. Shanyavskii A.A., Banov M.D., Beklemishev N.N. *Diagnostika ustalosti aviatsionnykh konstruktov akusticheskoi emissiei* [Diagnostics of fatigue of aircraft structures by acoustic emission]. Moscow, MAI Publ., 2017. 186 p. ISBN 978-5-4316-0405-8.

25. Kapustin V.I., Zakharchenko K.V. On the experimental analysis of dissipative processes under cyclic loading of metals. *Journal of Physics: Conference Series*, 2017, vol. 894, no. 1, p. 012128. DOI: 10.1088/1742-6596/894/1/012128.

26. Zakharchenko K., Kapustin V., Legan M., Larichkin A., Lukianov Y., Zverkov I. On the effect of plasma electrolytic oxidation on the fatigue strength of V96TS1 (Al-Zn-Mg-Cu) aluminum alloy. *Journal of Physics. Conference Series*, 2020, vol. 1666, no. 1, p. 012019. DOI: 10.1088/1742-6596/1666/1/012019.

27. Zakharchenko K.V., Kapustin V.I., Shutov A.V. On the analysis of energy dissipation and ratcheting during cyclic deformation of the titanium alloy VT6 (Ti-6Al-4V). *Journal of Physics. Conference Series*, 2020, vol. 1666, no. 1, p. 012025. DOI: 10.1088/1742-6596/1431/1/012025.

28. Diaz F.A., Patterson E.A., Tomlinson R.A., Yates J.R. Measuring stress intensity factors during fatigue crack growth using thermoelasticity. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2004, vol. 27, no. 7, pp. 571–583. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2004.00782.x.

29. Ranc N., Palin-Luc T., Paris P.C., Saintier N. About the effect of plastic dissipation in heat at the crack tip on the stress intensity factor under cyclic loading. *International Journal of Fatigue*, 2014, vol. 58, pp. 56–65. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2013.04.012.

30. Meneghetti G., Ricotta M. Evaluating the heat energy dissipated in a small volume surrounding the tip of a fatigue crack. *International Journal of Fatigue*, 2016, vol. 92, pt. 2, pp. 605–615. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.04.001.

31. Fridlyander I.N. Sovremennye alyuminievye, magnievye splavy i kompozitsionnye materialy na ikh osnove [Modern aluminum, magnesium alloys and composite materials based on them]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2002, no. 7, pp. 24–29. (In Russian).

32. Zakharchenko K.V., Kapustin V.I., Larichkin A.Yu. O vliyaniy keramicheskogo pokrytiya na deformatsionnye kharakteristiki alyuminievogo splava D16AT [About the influence of ceramic coatings on the stress-strain characteristics of the alloy D16AT (Al-Cu-Mg)]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2014, no. 3 (64), pp. 37–44.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2021 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).