

СТРУКТУРНАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ СПЛАВА В95ПЧТ2 ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Пачурин Г.В.

*ФГБОУ ВПО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева»,
Нижний Новгород, e-mail: PachurinGV@mail.ru*

В авиастроении и некоторых других отраслях промышленности нашли применение алюминиевые сплавы. Многие изделия из данного сплава в процессе эксплуатации подвергаются воздействию циклических нагрузок при разных температурах. Поэтому изучение кинетики усталостного разрушения материала с учетом накопления структурной повреждаемости, появления макротрещины и последующего ее роста по сечению детали вплоть до окончательного разрушения является актуальным и представляет как практический, так и теоретический интерес. В работе исследовался деформированный на 1,7% в свежезакаленном состоянии и искусственно состаренный катаный алюминиевый сплав В95пчТ2. Показано, что по изменению прогиба образца в процессе циклического нагружения можно оценивать развитие повреждаемости материала на всех этапах усталости: от зарождения макротрещин до их распространения, вплоть до полного разрушения. Повышение температуры испытания алюминиевого сплава приводит к уменьшению периода до зарождения усталостных трещин, возрастанию скорости их развития и понижению циклической долговечности. Получены уравнения кривых усталости сплава для исследованных температур, позволяющие прогнозировать циклическую долговечность с коэффициентом корреляции не ниже 0,924.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, температура, упрочнение, повреждаемость, фратография, микроструктура, циклическая долговечность, сопротивление усталости

STRUCTURAL DAMAGE AND FATIGUE RESISTANCE ALLOY В95ПЧТ2 AT DIFFERENT TEMPERATURES

Pachurin G.V.

*Nizhny Novgorod State Technical University R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod,
e-mail: PachurinGV@mail.ru*

In the aircraft industry and other industries have been used aluminum alloys. Many products of this alloy during operation exposed to cyclic loads at different temperatures. Therefore, the study of the kinetics of fatigue fracture of a material based on the accumulation of damage to the structure, and the subsequent appearance of a macrocrack its growth over the cross section details until the final destruction is relevant and is both practical and theoretical interest. In this paper we studied deformed by 1.7% in the freshly-condition and artificially aged aluminum alloy rolled V95pchT2. It is shown that a change in the deflection of the specimen during cyclic loading can assess the development of material damage at all stages of fatigue: from the birth of macro-cracks before they spread, until the complete destruction. Raising the test temperature aluminum alloy reduces the period before initiation of fatigue cracks, their high speed development and decrease cycle life. Equations are obtained for the fatigue curves of the alloy investigated temperatures, allowing to predict fatigue life with a correlation coefficient of not less than 0,924.

Keywords: aluminum alloy, temperature, hardening, defect, fractography, microstructure, cyclic durability, fatigue resistance

Алюминиевый сплав В95пчТ2 нашел применение в авиастроении и некоторых других отраслях промышленности. Многие изделия из данного сплава в процессе эксплуатации подвергаются воздействию циклических нагрузок при разных температурах, результатом которых может стать усталостное разрушение, которое может привести к авариям и человеческим жертвам. Поэтому изучение кинетики усталостного разрушения материала с учетом накопления структурной повреждаемости, появления макротрещины и последующего ее роста по сечению детали вплоть до окончательного разрушения является актуальным и представляет как практический, так и теоретический интерес.

Развитие процесса усталостного разрушения металлических материалов состоит из трех этапов: зарождения, развития усталостной макротрещины и быстрого долома [7]. Их длительность и характер зависят от сформированной соответствующими режимами технологической обработки структуры материала.

Ранее было показано [8], что важной интегральной характеристикой поведения металлов и сплавов в процессе циклического нагружения (в совокупности с металлографическими, фратографическими и другими методами анализа кинетики процесса усталостного разрушения) являются кривые изменения текущего прогиба образцов. Они позволяют определить момент появления усталостной трещины и оценить скорость ее последующего развития.

Материалы и методы исследования

В работе использовалась комплексная методика экспериментальных исследований. Она включала испытания при циклическом нагружении в условиях разных температур, изучение исходной микроструктуры и ее изменение на поверхности образцов при усталости на оптическом и электронном уровне, исследование процесса разрушения, измерение текущего прогиба образцов; фрактографический анализ изломов образцов и др.

Для исследования был выбран деформированный на 1,7% в свежезакаленном состоянии и искусственно состаренный катаный алюминиевый сплав В95пчТ2: закалка с 465-475 °С (выдержка 1 ч), вода, правка (растяжение в свежезакаленном состоянии 1,7%); старение (120 °С, 5 ч, 180 °С, 6 ч). Цилиндрические стандартные образцы сплава В95пчТ2 испытывались на растяжение на машине ZD 10/90 со скоростью деформации $2 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹. На усталость при комнатной температуре цилиндрические образцы нагружались при частоте 50 Гц по схеме консольного кругового изгиба на машине МИП-8, переоборудованной для нагружения грузами и оснащенной фазосинхронизатором и оптическим микроскопом (x37) со стробоскопическим освещением для наблюдения за развитием процесса усталостного разрушения. Усталостные испытания при пониженных и повышенных температурах проводились в специальных криокамерах и печах сопротивления [8]. Математическое планирование экспериментов и статистический анализ их результатов проводились с рекомендациями ГОСТ 23026-78 и ГОСТ 25502-79. Построение КДУР осуществлялось по методу графического дифференцирования.

Результаты исследования и их обсуждение

В процессе циклического нагружения при всех амплитудах сплав В95пчТ2 разупрочняется. На рис. 1 приведены фотографии изменения структуры травленной поверхности образца катаного алюминиевого сплава В95пчТ2 после различного числа циклов нагружения N/N_p ($\sigma_a = 248$ МПа, $N_p = 4,27 \cdot 10^4$ циклов):

а) исходное состояние; зерна вытянутые в направлении прокатки (вдоль оси образца);

б) 2,4%. В некоторых зернах появляются отдельные полосы скольжения, ориентированные вдоль волокон прокатки;

в) 7,4%. Появляются плотные волокнистые линии скольжения;

г) 14,8%. В отдельных зернах появляются волнистые микротрещины, перпендикулярные направлению деформации зерна;

д) 29,3%. По границам зерен наблюдается множество пересекающихся микротрещин;

е) 51,0%. Почти во всех зернах опасного сечения образца наблюдается пересечение микротрещин, скапливающихся преимущественно по границам зерен;

ж) 73,8%. Микротрещина, проходящая по телу зерен в направлении, перпендикулярном оси образца;

з) 96,0%. Развитая микротрещина.

Выделение частиц упрочняющей марганцовистой фазы при искусственном старении сплава, а также взаимодействие раскислительных примесей с дислокациями при деформационном старении обуславливают его высокое сопротивление развитию трещин. Однако концентрация напряжений, возникающая у частиц второй фазы или по границам зерен, вызывает образование микропор, которые, в конечном итоге, сливаются в макропоры [4, 5, 7].

Усталостные микротрещины появляются в коротких полосах скольжения, ориентированных вдоль волокон прокатки. Характер усталостного разрушения материала в некоторой степени обуславливается величиной э.д.у. Так, например, если в латунных и медных образцах (э.д.у. 0,007 и 0,070 Дж/м² соответственно) разрушение преимущественно межкристаллитное [3], то в образцах из алюминиевого сплава В95пчТ2 (э.д.у. = 0,200 Дж/м²) усталостная трещина распространяется по телу зерна.

С увеличением циклической долговечности абсолютное значение текущего прогиба образцов при усталости уменьшается. Процесс разрушения металлических материалов под воздействием циклических нагрузок включает в себя три основные стадии: инкубационный период до появления макротрещины, ее рост и быстрый долом. Они существенным образом зависят от структуры материала, обусловленной предварительной технологической обработкой, а также условиями испытания, в данном случае – температурой [2, 3, 6].

Подобное явление наблюдалось в работе [9], где на образцах из Cu и сплавов Cu – Zn, Cu – Al и Cu – Al – Fe отмечалось, что с понижением энергии дефекта упаковки материалов сопротивление их внутриверенному разрушению при усталости повышается, а сопротивление межзеренному разрушению уменьшается.

Несколько иначе ведут себя образцы из деформированного на 1,7% в свежезакаленном и состаренном состоянии алюминиевого сплава В95пчТ2. Текущий прогиб этих образцов с первых же циклов нагружения увеличивается, и только в некоторых зернах появляются редкие полосы скольжения. Затем наступает период стабилизации изменения прогиба образца, в течение которого заметно усиливается скольжение по первичным и вторичным плоскостям скольжения и образуются микротрещины.

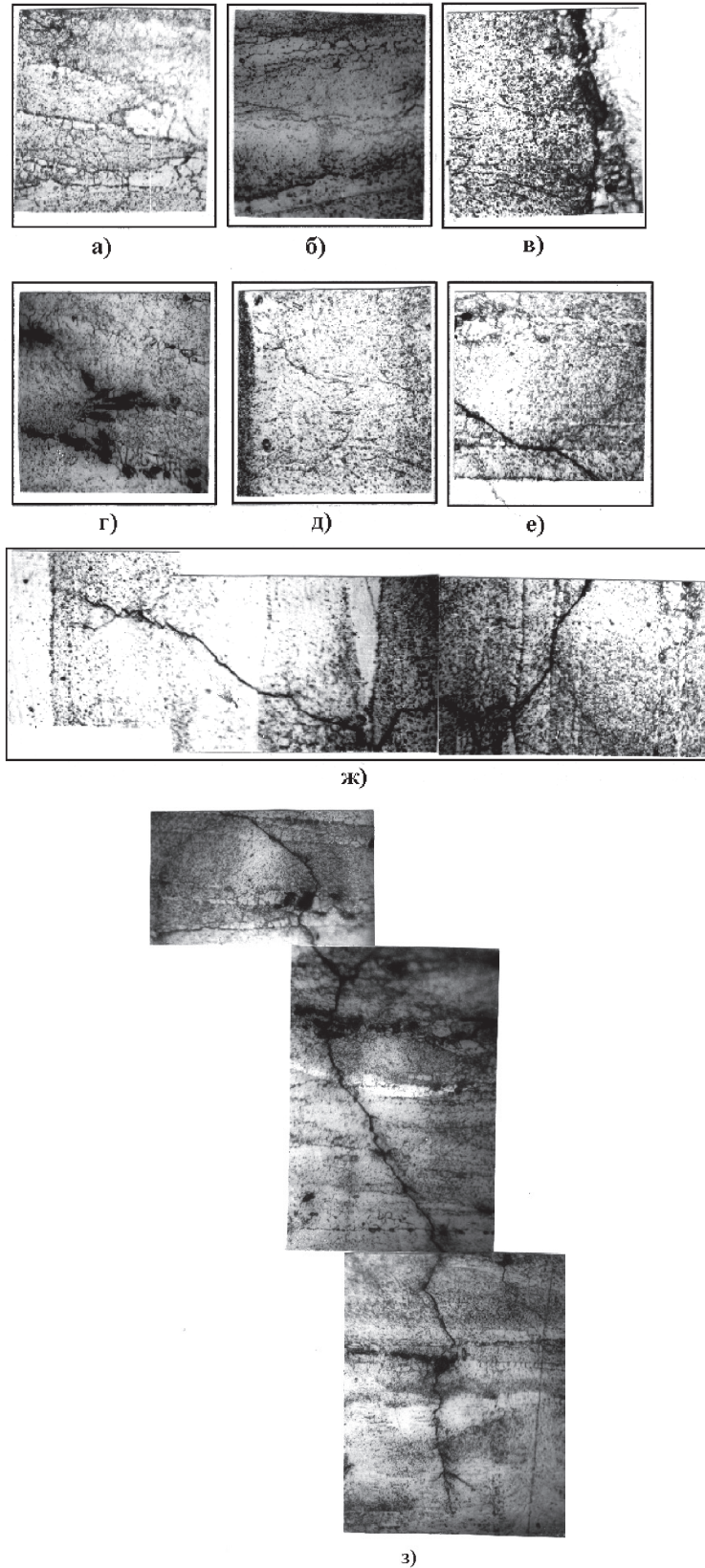


Рис. 1. Микроструктура поверхности образца из алюминиевого сплава В95пчТ2 (деформация 1,7% в свежезакаленном состоянии + двухступенчатое старение) после различного числа циклов нагружения: $\sigma_a = 248$ МПа; $N_p = 4,27 \cdot 10^4$ циклов; $x 450$ (а, б, в, г, д, е, ж).
Развитая микротрещина (з)

При этом следы скольжения имеют волнистый характер, что свойственно металлам с высокой энергией дефекта упаковки, как следствие поперечного скольжения [7].

Появлению на поверхности образца макротрещины длиной $\sim 1,0$ мм соответствует момент более заметного возрастания прогиба образца, который достигает значительной величины при отношении $l_{тр}/d \gg 0,15$ (рис. 2).

Установлено, что период до зарождения усталостной трещины у алюминиевого сплава при $\sigma_a = 200$ МПа $N_{з,тр}$ составляет $2 \cdot 10^5$ циклов, а скорость роста трещины $0,106$ мкм/цикл. И затем, когда оставшееся «живое» сечение образца становится сопоставимым с внешней приложенной нагрузкой, происходит катастрофическое разрушение (темная часть излома образца, рис. 2).

Такое поведение алюминиевого сплава В95пчТ2 можно объяснить [10] выделением частиц упрочняющей фазы (дисперсионное твердение) в процессе искусственного старения у сплава В95пчТ2, препятствующих движению дислокаций в материале, а также деформационным старением – взаимодействием (блокированием) растворенных примесей с дислокациями (атмосферы Коттрела) и с растянутыми дислокациями (атмосферы Сузуки) – в процессе циклического и предварительного статического нагружения, что приводит к более позднему зарождению усталостных трещин и более медленному их распространению и, в конечном счете, способствует увеличению сопротивления материалов усталостному разрушению [7].

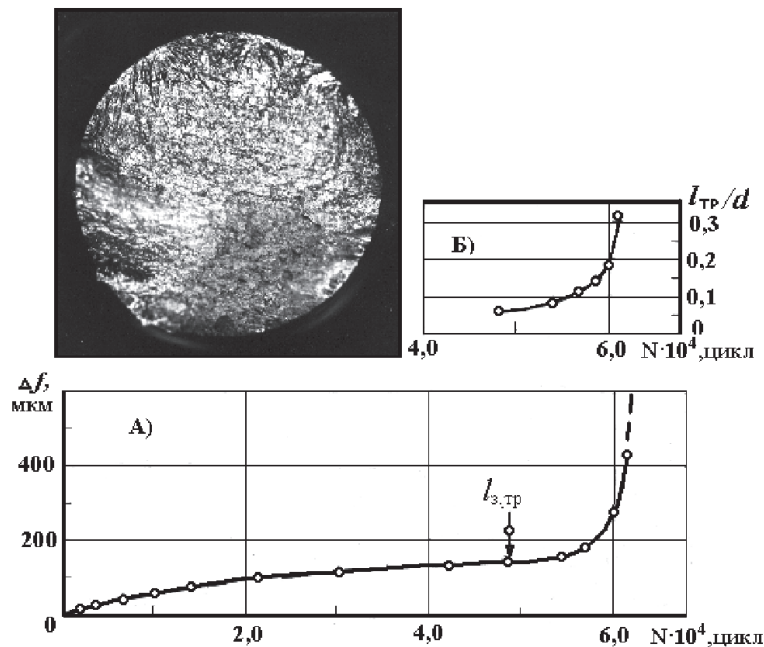


Рис. 2. Кривая текущего прогиба образца (А) и роста усталостной трещины (Б) в алюминиевом сплаве В95пчТ2 (деформация 1,7% в свежезакаленном состоянии + старение), $\sigma_a = 248$ МПа

При этом усталостная трещина в образцах из алюминиевого сплава В95пчТ2 с высокой э.д.у. ($0,2$ Дж/м²) проходит по телу зерна. Подобные результаты были получены ранее Мак Эвели и Бекофеном на образцах из Си и сплавов Си-Zn, Си-Al, где также показано уменьшение сопротивления межзеренному и повышение сопротивления внутривузеренному разрушению с понижением величины э.д.у. исследованных материалов.

КДУР алюминиевого сплава В95пчТ2, деформированного (1,7%) в свежезакаленном состоянии и состаренного предполагается значительно ниже, чем, например, для отожженной М1, у которой э.д.у. = $0,07$ Дж/м² [4, 7].

На рис. 3 приведены кривые усталости алюминиевого сплава В95пчТ2 для температур эксплуатации от $0,23$ до $0,46 T_{пл}$, К ($-60, 20, 160$ и 280 °С).

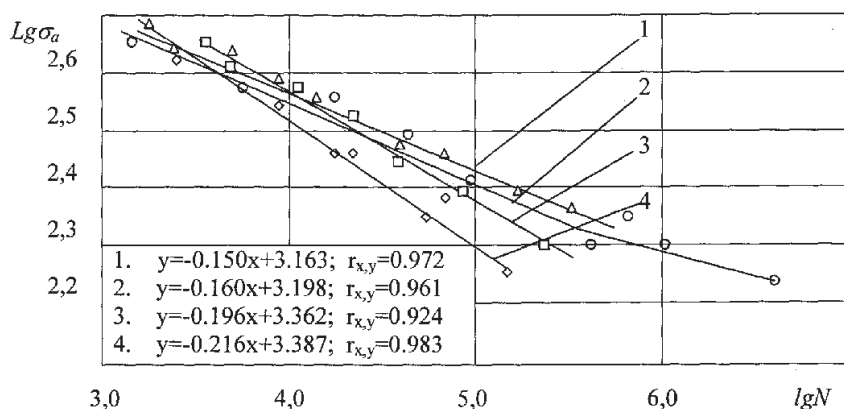


Рис. 3. Кривые усталости образцов из алюминиевого сплава В95пчТ2 при различных температурах испытания, °С: 1 – (–60); 2 – (+20); 3 – (+160); 4 – (+280); консольный изгиб с вращением частотой 50 Гц

Установлено, что увеличение температуры испытания от $0,23$ до $0,46 T_{пл}$, К (правка 1,7% в свежезакаленном состоянии и последующее двухступенчатое старение) приводит к некоторому повышению долговечности при высоких напряжениях (например, с $5,52 \cdot 10^3$ до $7,45 \cdot 10^3$ циклов при $\sigma_a = 400$ МПа). Дальнейшее повышение температуры нагружения до $0,46 T_{пл}$, К обуславливает снижение долговечности, которая при $\sigma_a = 400$ МПа составляет лишь $4,28 \cdot 10^3$ циклов.

При низких же амплитудах напряжения ($N > 10^5$ циклов) долговечность сплава В95пчТ2 монотонно снижается с увеличением температуры испытания от $0,23$ до $0,46 T_{пл}$, К.

При этом наклон кривых усталости с ростом температуры испытания становится круче, что указывает на зависимость эффекта температуры на долговечность от уровня напряжения.

Изломы образцов из сплава В95пчТ2 при температуре -60°C содержат гладкие сколы и единичные очаги зарождения трещин, а при 280°C имеют грубый рельеф зоны распространения трещины и долома.

При повышении температуры испытания до $0,46 T_{пл}$, К активизируются релаксационные процессы, главным образом вакансионные, приводящие к быстрому разупрочнению материала образцов. В изломах четко выраженных следов продвигания трещины, очагов ее зарождения и зон долома не наблюдается. В области температур $0,23-0,46 T_{пл}$, К долговечность образцов при $\sigma_a = 314-335$ МПа почти одинакова. Характер излома изменяется от хрупкого долома при $0,23 T_{пл}$, К (-60°C) с ровным гладким сколом, единичными очагами зарождения

трещин и мелкими сколами в зоне роста усталостной трещины до вязкого с грубым рельефом распространения трещин и долома при $0,46 T_{пл}$, К.

При амплитуде 210 МПа долговечность образцов монотонно снижается с повышением температуры, а структура их изломов становится более вязкой по сравнению с высокими амплитудами. При этом рельефные следы многочисленных трещин чередуются с площадками хрупкого скола и наличием ямок. В многофазных поликристаллических материалах концентрация напряжений, возникающая у частиц вторичной фазы или по границам зерен, вызывает образование микропор, которые, в конечном счете, объединяются в макропоры. Под действием циклических нагрузок процесс порообразования активизируется за счет генерации деформационных вакансий и является контролирующим усталостное разрушение до тех пор, пока не интенсифицируется поперечное скольжение дислокаций.

При этом при всем разнообразии структуры поверхности изломов образцов в результате анализа оказывается, что величина зоны усталостного разрушения увеличивается с ростом циклической долговечности.

Снижение циклической долговечности с повышением температуры испытания алюминиевого сплава В95пчТ2, особенно при низких амплитудах приложенного напряжения, приводит к увеличению скорости роста усталостной трещины и уменьшению периода до ее появления.

Так, при увеличении температуры испытания $T_{пл}$, К с $0,314$ до $0,46$, К долговечность этого сплава снижается в $\sim 2,0$ раза (с $6,32 \cdot 10^4$ до $3,15 \cdot 10^4$ циклов) при $\sigma_a = 248$ МПа. Этому соответствует умень-

шение в 2,09 раза (с $4,8 \cdot 10^4$ до $2,3 \cdot 10^4$ циклов) числа циклов до зарождения усталостной макротрещины и возрастание скорости ее последующего роста с $2,85 \cdot 10^{-1}$ до $4,74 \cdot 10^{-1}$ мкм/цикл. При меньшем напряжении ($\sigma_a = 248$ МПа) циклическая долговечность этого алюминиевого сплава снижается уже в 2,57 раза (с $2,45 \cdot 10^5$ до $9,55 \cdot 10^4$ циклов), $N_{\text{кр}}$ в 2,76 раза (с $2,0 \cdot 10^5$ циклов до $7,25 \cdot 10^4$ циклов), а скорость роста усталостной трещины возрастает с $1,06 \cdot 10^{-1}$ до $2,0 \cdot 10^{-1}$ мкм/цикл.

Ухудшение сопротивления усталости сплава с ростом температуры испытания может быть связано [4] с повышением пластической деформации и изменения характера ее протекания при низкотемпературном деформировании, в связи с деформированием субструктуры при высоких температурах, а также с ускорением окислительных процессов на поверхности опасного сечения образца и в вершине развивающейся трещины [2].

Выводы

1. Процесс разрушения алюминиевого сплава В95пчТ2 (деформация 1,7% в свежезакаленном состоянии, двухступенчатое старение) под воздействием циклических нагрузок включает в себя три основные стадии: инкубационный период накопления повреждений до появления макротрещины, ее рост и быстрый окончательный долом.

Они существенным образом зависят от структуры материала, обусловленной предварительной технологической обработкой, а также температурой испытания.

2. По изменению прогиба образца в процессе циклического нагружения можно оценивать развитие повреждаемости материала на всех этапах усталости: от зарождения макротрещин до их распространения, вплоть до полного разрушения. Это позволяет произвести выбор оптимальных режимов технологической обработки с целью повышения эксплуатационной долговечности металлоизделий.

3. Установлено, что повышение температуры испытания алюминиевого сплава приводит к уменьшению периода до зарождения усталостных трещин, возрастанию скорости их развития и понижению циклической долговечности.

4. Получены уравнения кривых усталости сплава для исследованных температур, позволяющие прогнозировать циклическую долговечность с коэффициентом корреляции не ниже 0,924.

Список литературы

1. Афонская, В.В. Исследование деформации и разрушения никеля в условиях малоциклового усталости при температурах 20-900 °С в вакууме / В.В. Афонская, Л.Г. Лозинский, В.А. Маричев // Физика и химия обработки материалов. 1969. № 3. С. 69.
2. Гусякова Г.П., Пачурин Г.В. Температурная зависимость сопротивления усталостному разрушению предварительно деформированных металлов // Цветная металлургия. Известия ВУЗов СССР. 1990. № 5. С. 90-96.
3. Пачурин Г.В. Кинетика усталостного разрушения меди М1 и латуни Л63 // Цветная металлургия. Известия ВУЗов СССР. 1989. № 1. С. 96-101.
4. Пачурин Г.В. Влияние температуры испытания на сопротивление усталостному разрушению алюминиевого сплава В95пчТ2 // Известия ВУЗов СССР. Цветная металлургия. 1989. № 4. С. 96-100.
5. Пачурин Г.В., Гусякова Г.П. Сопротивление усталостному разрушению алюминиевых сплавов, предварительно деформированных с различными скоростями // Известия ВУЗов СССР. Цветная металлургия. 1990. № 6. С. 100-105.
6. Пачурин Г.В. Усталостное разрушение при нормальной температуре предварительно деформированных сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1990. № 10. С. 35-38.
7. Пачурин Г.В. Повышение коррозионной долговечности и эксплуатационной надежности изделий из деформационно-упрочненных металлических материалов. – Н. Новгород: НГТУ, 2005. 132 с.
8. Пачурин Г.В., Гушин А.Н. и др. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения: учеб. Пособие / Г.В. Пачурин, А.Н. Гушин, К.Г. Пачурин, Г.В. Пименов. – Н. Новгород: Нижегород. гос. ун-т., 2005. 139 с.
9. Bhamr S.K. Influence of microstructure on fatigue crack propagation in aluminum-zinc-magnesium alloys // Fract. Mech. Eng. Appl. Proc. Int. Conf. Bangalore, 1979, – alpenaan den Rijn. 1979. С. 159-163.
10. Brodrick R.F. Elevated temperature fatigue of aluminum alloy 5454 (addendum to «Low cycle fatigue of aluminum alloys») // J. Test. and Eval. 1976.4. № 5. P.375-377.