

УДК 620.178.3:620.194.8

СТРУКТУРНАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ ЛАТУНИ Л63

Пачурин Г.В.

ФГБОУ ВПО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева»,
Нижегород, email: PachurinGV@mail.ru

В различных отраслях промышленности широко используются цветные металлы и, в частности, латунь. Многие изделия при эксплуатации подвергаются воздействию циклических нагрузок. Поэтому изучение кинетики усталостного разрушения материала с учетом структурной повреждаемости актуально как в практическом, так и теоретическом плане. Надежность металлоизделий в работе часто определяется сопротивлением усталости, так как их разрушение может произойти под действием напряжений, намного меньших пределов прочности и текучести, что может привести к авариям, а порой и человеческим жертвам. Развитие процесса усталостного разрушения металлических материалов состоит из периода до зарождения усталостной трещины, ее развития и быстрого долома. Их длительность и характер зависят от структуры материала, которая формируется соответствующими режимами технологической обработки. В работе представлены результаты комплексного исследования свойств широко применяемой в электронной промышленности и приборостроении латуни Л63. Установлен немонотонный характер влияния предварительной деформации на циклическую долговечность латуни, зависящий от структуры материала, технологии обработки и амплитуды нагружения. По изменению прогиба образца в процессе циклического нагружения можно оценивать развитие повреждаемости материала и производить выбор оптимальных режимов технологической обработки с целью повышения эксплуатационной долговечности металлоизделий.

Ключевые слова: латунь, упрочнение, повреждаемость, фрактография, микроструктура, степень деформации, циклическая долговечность, сопротивление усталости

STRUCTURAL DAMAGE AND FATIGUE RESISTANCE OF BRASS L63

Pachurin G.V.

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

In various industries commonly used non-ferrous metals and in particular brass. Many products in the operation exposed cyclic loads. Therefore, the study of the kinetics of fatigue fracture of the material to suit the structural defectiveness important both in practical and theoretical terms. Reliability of metal in the fatigue resistance is often defined as their destruction can occur under the influence of stress, much lower tensile strength and yield strength, which can lead to accidents, and sometimes loss of life. The development process of fatigue failure of metallic materials consists of the period to the fatigue crack nucleation, its development and rapid doloma. Their duration and nature depend on the structure of the material which forms the corresponding processing modes. The paper presents the results of a comprehensive study of the properties are widely used in electronics and instrument brass L63. Set nonmonotonic influence of pre-strain on the cyclic durability of brass, depending on the structure of the material, processing and amplitude loading. Change the deflection of the specimen during cyclic loading can assess the development of material damage and produce a range of optimum modes of processing in order to increase the operational life of metal.

Keywords: brass, hardening, defect, fractography, microstructure, degree of deformation, cyclic durability, fatigue resistance

В радиопромышленности, приборостроении и других отраслях промышленности широко используются цветные металлы и, в частности, латунь. Многие изделия при эксплуатации подвергаются воздействию циклических нагрузок. Поэтому изучение кинетики усталостного разрушения материала с учетом структурной повреждаемости, появления макротрещины и последующего ее роста по сечению детали вплоть до полного катастрофического разрушения представляет как практическое, так и теоретическое значение.

Надежность металлоизделий в работе часто определяется сопротивлением усталости, так как их разрушение может произойти под действием напряжений, намного меньших пределов прочности и текучести,

что может привести к авариям, а порой и человеческим жертвам. При этом процесс разрушения происходит на разных масштабных уровнях: атомных, дислокационных, субструктурных и структурных.

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

Важной интегральной характеристикой поведения металлов и сплавов в процессе циклического нагружения, в совокупности с металлографическими, фрактографическими и другими методами анализа кин-

тики процесса усталостного разрушения, являются кривые изменения текущего прогиба образцов [8]. Так по ним можно определить момент появления усталостной трещины, приводящей к увеличению прогиба, а также оценить скорость ее последующего распространения.

Материалы и методы исследования

В работе использовалась комплексная методика экспериментальных исследований: механические испытания при статическом и циклическом нагружении; изучение исходной микроструктуры и ее изменение на поверхности образцов при усталости на оптическом и электронном уровне; исследование кинетики процесса разрушения, измерение текущего прогиба образцов; фрактографический анализ изломов образцов и другие методы.

Для исследования была выбрана широко применяемая в радио-, электронной и других отраслях промышленности латунь Л63. Получены кривые усталости, аппроксимируемые соответствующими уравнениями и вероятностные кривые распределения циклической долговечности, кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР).

Цилиндрические холоднокатанные и отожженные (600°C ; 1 ч; охлаждение 100°C в час) образцы предварительно деформировались растяжением при комнатной температуре на машине «Инстрон-1115» в пределах равномерной деформации при скоростях от $2 \cdot 10^{-3}$ до 10^2 с^{-1} . Эксперименты на статическое растяжение стандартных образцов проводились на машине ZD 10/90 со скоростью деформации $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. На усталость 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 ($\times 37$) со стробоскопическим освещением для наблюдения за развитием процесса усталостного разрушения. Математическое планирование экспериментов и статистический анализ их результатов проводились с рекомендациями ГОСТ 23026-78 и ГОСТ 25502-79. Построение КДУР латуни Л63 осуществлялось по методу графического дифференцирования.

Результаты исследования и их обсуждение

Результаты испытания на статическое растяжение со скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ с различными степенями деформации (от 0 до 40%) образцов из холоднокатанных и отожженных образцов из латуни Л63 показали, что с ростом степени предварительной деформации ($\epsilon_{\text{пр.д.}}$) материалов их условный предел текучести $\sigma_{0.2}$ и предел прочности σ_B возрастают, а показатели пластичности (относительные удлинение δ и сужение ψ) снижаются [8]. При этом кривые упрочнения для каждого материала располагаются тем выше, чем больше степень их предварительной деформации.

Анализ результатов усталостных испытаний показал, что пластическое деформирование латуни Л63 до степеней 5, 13 и 25% обуславливает увеличение ее долговечности в области высоких амплитуд напряжений, соответствующих более 10^6 циклов до разрушения. После отжига она при циклическом нагружении упрочняется даже при более высоких амплитудах напряжения.

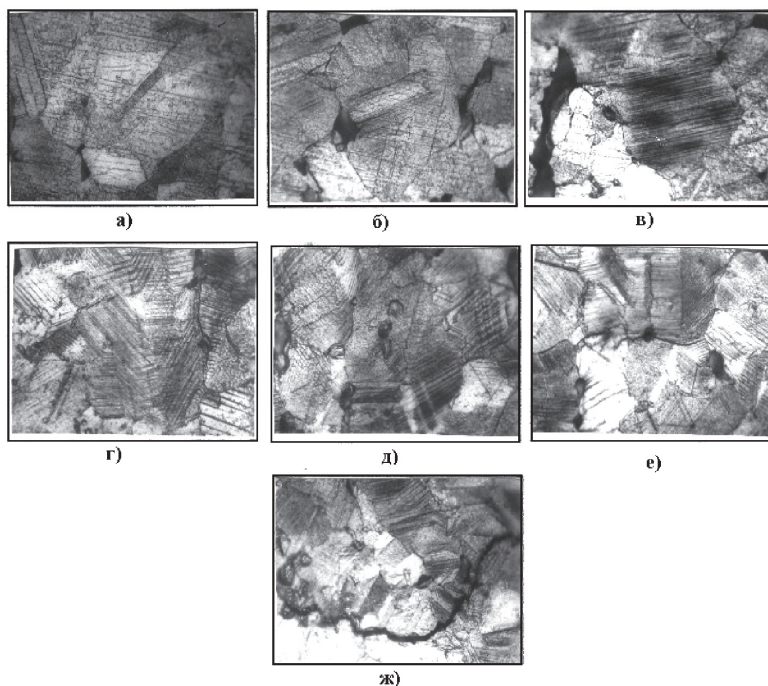


Рис. 1. Микроструктура поверхности образца из отожженной латуни Л63 после различного числа циклов нагружения: $\sigma_a = 300 \text{ МПа}$; $N_p = 6,0 \cdot 10^3$ циклов; $\times 450$

На рис. 1 приведены фотографии микроstructures травленной поверхности образца из отожженной латуни Л63 после различного числа циклов нагружения N/N_p ($\sigma_a = 300$ МПа, $N_p = 6 \cdot 10^3$ циклов):

а) исходная структура (№ 4 по 11 контрольной шкале);

б) 8,0%. В некоторых зернах появляются отдельные виды скольжения, отстоящие друг от друга на расстоянии ~ 10 мкм;

в) 26,1%. В некоторых зернах видны близко расположенные (от 1 до 1,5 мкм) толстые полосы скольжения по всему благоприятно ориентированному зерну;

г) 39,1%. В отдельных зернах проявляются транскристаллитные трещины, проходящие поперек полосы скольжения;

е) 70,0%. В интенсивных полосах скольжения образуются транс- и межкристаллитные микротрещины;

ж) 87,3%. Видна микротрещина, проходящая как по телу зерен, так и между ними.

Изменение текущего прогиба образца из тянутой латуни Л63 в процессе циклического нагружения при $\sigma_a = 300$ МПа и из-

менение микроstructures его травленной поверхности (развитие полос скольжения и образование макротрещин) после различного числа циклов нагружения N/N_p представлены на рис. 2 и на рис. 3, соответственно, ($\sigma_a = 300$ МПа, $N_p = 1,01 \cdot 10^5$ циклов):

а) исходная структура; четко видны вытянутые в направлении прокатки зерна;

б) 3,4%. В некоторых зернах появляются длинные полосы скольжения, проходящие через все зерно и отстоящие друг от друга на расстоянии ~ 8 мкм;

в) 6,7%. Уменьшается расстояние между линиями скольжения, но незначительно;

г) 33,5%. Линии скольжения наблюдаются почти во всех зернах опасного сечения образца;

д) 61,3%. Появляются близко отстоящие друг от друга (от 1,5 до 2,0 мкм) редкие полосы скольжения по вторичным плоскостям;

е) 83,8%. Видна ломаная трещина, проходящая преимущественно по телу зерен в направлении, перпендикулярном оси образца.

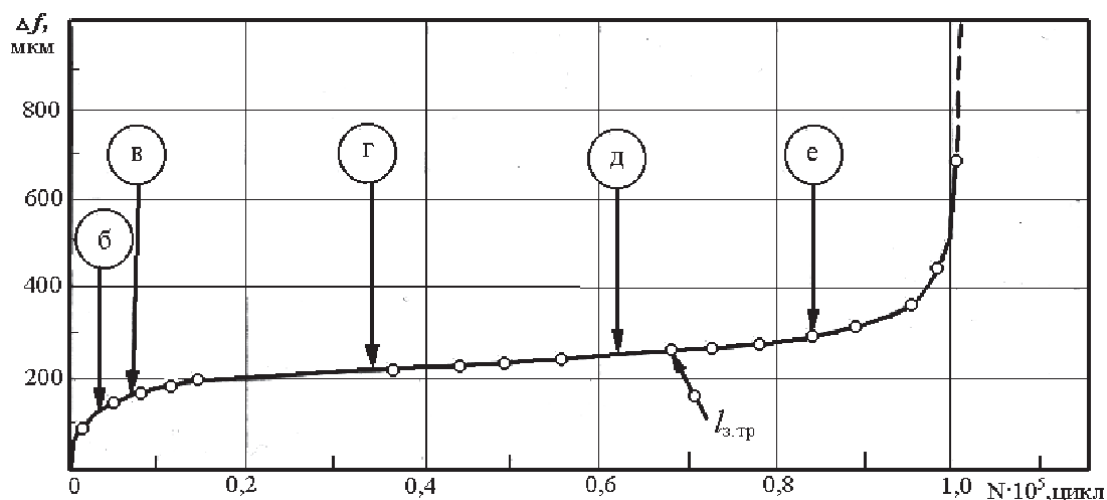


Рис. 2. Развитие полос скольжения и образование макротрещин (рис. 4.25) при изменении текущего прогиба образца из тянутой латуни Л63 в процессе циклического нагружения при $\sigma_a = 300$ МПа, число циклов нагружения N :

а – исходное состояние; б – $3,43 \cdot 10^3$ (3,4% N_p); в – $6,76 \cdot 10^3$ (6,7% N_p);

г – $3,33 \cdot 10^4$ (33,5% N_p);

д – $6,2 \cdot 10^4$ (61,3% N_p); е – $8,47 \cdot 10^4$ (83,8% N_p)

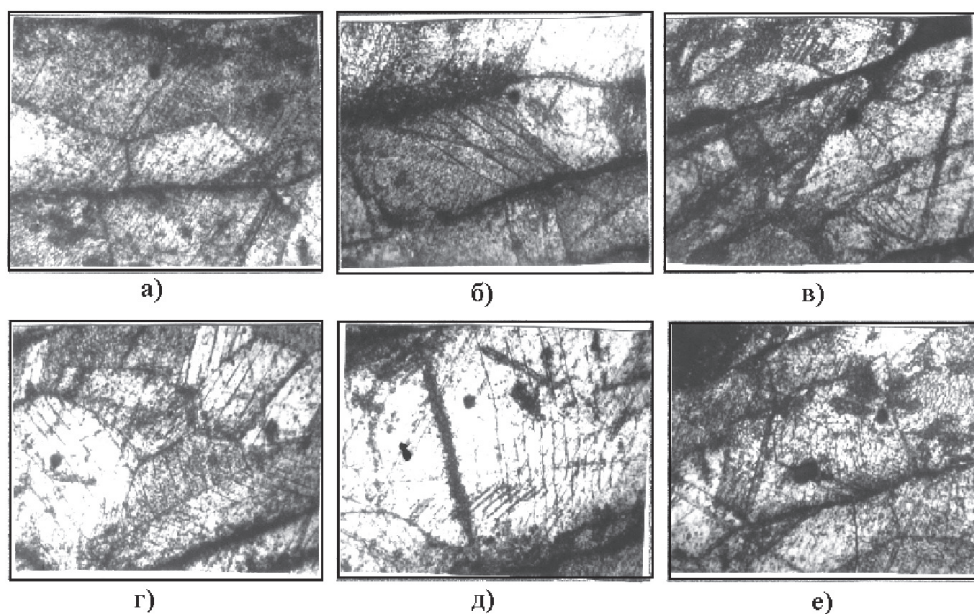


Рис. 3. Микроструктура поверхности образца из холоднокатаной латуни Л63 после различного числа циклов нагружения:
 $\sigma_a = 300$ МПа; $N_p = 1,01 \cdot 10^3$ циклов; $\times 450$

Таким образом, в период быстрого упрочнения в латуни появляются полосы скольжения (почти во всех зернах опасного сечения образцов), которые потом пересекаются друг с другом и границами двойников. При выходе на стадию стабилизации изменения прогиба образцов в латуни Л63, на границах двойников образуются микротрещины, затем перерастающие в усталостные трещины. Магистральная трещина быстро распространяется по телу и границам зерен.

Холоднокатаная латунь Л63 в процессе усталости при всех напряжениях испытания разрушается.

При комнатной температуре скольжение дислокаций и усталостное разрушение в ней развиваются очень медленно, а трещины распространяются преимущественно по зернам. Скорость роста усталостной трещины составляет, соответственно, 0,015 мкм/цикл (амплитуда 100 МПа). Изломы образцов представляют собой сравнительно гладкую поверхность, с неглубокими следами распространения трещин.

Повышение долговечности при высоких амплитудах холоднокатаной латуни в результате пластической деформации на 5, 13 и 2% коррелирует с возрастанием продолжительности стадии стабилизации упрочнения.

Процесс разрушения в технологически деформированной холоднокатаной латуни Л63 развивается от очагов, обусловленных концентрацией напряжений, но усталостная

трещина растет медленно, так как деформационные вакансии, образующиеся при циклическом нагружении в металле с низкой энергией дефекта упаковки [10], каким является латунь, способствуют релаксационным явлениям и частично снимают предварительный наклеп. В связи с этим, при увеличении степени деформации возрастает зона ямочного усталостного разрушения в центре латунного образца.

Исследование усталостных изломов образцов показывает увеличение размера зоны усталостного разрушения с повышением их долговечности.

Таким образом, как было выше показано, резкое уменьшение прогиба с первых же циклов нагружения свидетельствует об упрочнении образцов из отожженных материалов, обусловленном образованием интенсивных полос скольжения, наблюдающихся почти во всех зернах металла опасного сечения. Затем в этих образцах наступает период стабилизации изменения прогиба, сопровождающийся увеличением интенсивности скольжения по вторичным полосам скольжения, пересечением полос скольжения и, наконец, образованием макротрещины. Последующее увеличение прогиба образца соответствует появлению на его поверхности трещины длиной ~ 1,0 мм ($l_{з.тр}$) (рис. 2).

При этом период до зарождения трещины ($N_{з.тр}$) в отожженной латуни при амплитуде напряжения $\sigma_a = 300$ МПа со-

ставляет $8,4 \cdot 10^3$ циклов. [5, 6]. Средняя скорость развития усталостной макротрещины ($V_{\text{ср}} = l_s / (N - N_{\text{з.тр.}})$, где N – число циклов до полного разрушения образца) в латуни Л63 при $\sigma_a = 300$ МПа составляет лишь 1,53 мкм/цикл, что хорошо согласуется со значениями скорости роста, найденными по методу безразностного дифференцирования с применением интерполяционного полинома Лагранжа для равностоящих узлов [2].

Полученные в работе опытные данные подтверждают мнение [1] о том, что в материалах с низкой э.д.у. при прочих равных условиях продолжительность работы материала с трещиной увеличивается, а скорость ее распространения уменьшается. Характер усталостного разрушения материала в некоторой степени также обуславливается величиной э.д.у. Так в латунных образцах (э.д.у. = 0,007 Дж/м²) усталостное разрушение преимущественно межкристаллитное.

Циклическая долговечность материалов существенно зависит от амплитуды напряжения испытания, повышение которой приводит к снижению долговечности за счет уменьшения периода до зарождения усталостной трещины и увеличения скорости ее последующего развития. Долговечность $N_{\text{з.тр.}}$ у холоднокатаной латуни Л63 значительно выше, чем у отожженной Л63, а скорость роста усталостной трещины в холоднокатаной латуни медленнее (в первый период 0,030 мкм/цикл и во второй период 0,079 мкм/цикл при $\sigma_a = 240$ МПа).

Кинетические диаграммы усталостного разрушения холоднокатаной латуни располагаются несколько ниже и имеют большие значения порогового K_{th} и критического K_{fc} коэффициентов интенсивности напряжений, а для данного ΔK – меньшую скорость роста усталостной трещины, чем КДУР отожженной Л63. При этом влияние степени предварительной деформации тянутых образцов на их долговечность носит немонокотонный характер и зависит от уровня приложенного напряжения, а магистральная трещина в холоднокатаных образцах развивается в основном по телу зерна.

Для тянутой Л63 K_{fc} несколько возрастает при изменении предварительной технологической деформации от 0 до 13 % и снижается при $\varepsilon_{\text{пр.д.}} = 25$ %, что согласуется с величинами ее долговечности.

В области низких амплитуд приложенного напряжения максимальная долговечность исследованной холоднокатаной Л63 соответствует малым степеням предварительного растяжения, что согласуется с литературными данными [3] для плоских образцов. Предварительный наклеп отожженных образцов тормозит развитие

процесса усталостного разрушения и повышает циклическую долговечность, что обуславливается увеличением периода до зарождения трещины и уменьшением скорости ее распространения.

Предварительный наклеп отожженных образцов тормозит развитие процесса их усталостного разрушения и повышает циклическую долговечность, что обуславливается увеличением периода до зарождения трещин и уменьшением скорости их распространения.

На фрактографических снимках изломов видно, что количество очагов зарождения трещин растет с понижением амплитуды напряжения, и при этом обнаруживается много неразвивающихся трещин. При $\sigma_a = 280$ МПа ($N = 7,6 \cdot 10^3$ циклов) четко различается ручьеистый характер распространения трещин, а долом происходит по нескольким площадкам скола. Стадия стабилизации текущего прогиба намного длиннее в образцах после деформации на 25 %, чем после отжига, и долговечность таких образцов оказывается выше.

При циклическом нагружении скольжение дислокаций локализуется в полосах скольжения, появившихся в результате предварительной деформации. Зарождение макротрещины задерживается до $N - 80$ % от N_r и наблюдается в наиболее интенсивных полосах скольжения. Рост усталостной трещины происходит преимущественно по границам зерен, являющихся препятствием для развития полос скольжения. Локализация скольжения и его ограниченность границами зерен в упрочненной меди показывает вероятность релаксации напряжений за счет разделения кристаллов по плоскостям спаянности, что отчетливо видно на изломах образцов, на которых поверхность долома сравнительно ровная и содержит гладкие поверхности скола.

Создание субзеренной структуры в результате предварительной пластической деформации на сопротивлении материала усталости в зависимости от амплитуды циклического нагружения сказывается по-разному [4, 7].

При низких напряжениях, когда процесс усталостного разрушения контролируется вакансионным механизмом, избыток деформационных вакансий охрупчивает материал за счет образования многочисленных пор и снижает его долговечность тем в большей мере, чем выше степень предварительной деформации. Изломы имеют мелкодисперсное строение.

Разрушение при высоких напряжениях обуславливается интенсификацией механизмов поперечного и множественного

скольжения. Однако эти механизмы также способствуют релаксации напряжений в предварительно деформированном материале, его активному разупрочнению и повышению циклической долговечности [9].

Поскольку деформация на 25% оказывается для холоднокатаной меди предельной и после нее медь содержит микропоры и субмикротрещины, то в процессе усталости образцы еще более разупрочняются и охрупчиваются, а в итоге показывают долговечность сравнительно низкую по отношению к образцам после деформации на 5%. Поэтому изломы усталостных образцов при предварительной деформации на 25% в области высоких амплитуд напряжений имеют более глубокую структуру.

Выводы

1. У латуни Л63 после отжига и объемной пластической деформации процесс усталостного разрушения состоит из трех основных этапов:

а – образование повреждаемости в виде интенсивных полос скольжения (упрочнение у отожженной или разупрочнение деформированной Л63;

б – интенсификация скольжения по вторичным плоскостям, пересечение полос скольжения, зарождение микротрещин и появление в конце стадии макротрещин (стабилизация процессов упрочнения-разупрочнения);

в – развитие магистральной усталостной трещины (быстрое разупрочнение), вплоть до полного катастрофического разрушения.

2. Влияние предварительной деформации на циклическую долговечность латуни Л63 носит немонотонный характер и зависит от структуры материала, технологии обработки и амплитуды нагружения.

3. Кривые изменения текущего прогиба, в совокупности с металлографическими, фрактографическими и другими методами исследования кинетики усталостного разрушения, являются весьма важной интегральной характеристикой процессов, протекающих при циклическом нагружении. Это особенно важно при криогенных

и высоких температурах и в коррозионных средах, когда прямое наблюдение их структурной повреждаемости методически затруднительно, а порой и невозможно.

4. 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.

Список литературы

1. Георгиев М.Н., Догадушкин В.Ю., Нежова Н.Я. и др. О механизме распространения усталостной трещины в металлических материалах // Физ.-хим. мех. материалов. 1982. 18. № 4. С. 35-42.
2. Гусякова Г.П., Пачурин Г.В. Сопротивление усталостному разрушению алюминиевых сплавов, предварительно деформированных с различными скоростями // Цветная металлургия. Известия ВУЗов. 1990. № 6. С. 100-105.
3. Лисин В.Н., Колотов О.А., Шетулов Д.И. и др. Влияние предварительной деформации на периоды усталости меди // Физ. хим. мех. материалов. 1975. 11. № 3. С. 107-108.
4. Пачурин Г.В., Гусякова Г.П. Эффект наклепа на долговечность металлов при различных температурах // Физ.-хим. мех. матер. 1981. № 5. С. 127.
5. Пачурин Г.В. Кинетика усталостного разрушения меди М1 и латуни Л63 // Цветная металлургия. Известия ВУЗов СССР. 1989. № 1. С. 96-101.
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., Гусякова Г.П. Оптимизация режимов технологической обработки с целью повышения сопротивления коррозионно-усталостному разрушению металлических материалов. – Нижний Новгород: ВСНТО 1991. 72с.
8. Пачурин Г.В. Повышение коррозионной долговечности и эксплуатационной надежности изделий из деформационно-упрочненных металлических материалов. – Н. Новгород: НГТУ, 2005. 132 с.
9. 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; Нижегород. Гос. Ун-т. – Н. Новгород, 2005. 139 с.
10. Пачурин Г.В., Галкин В.В., Власов В.А., Меженнин Н.А. Усталостное разрушение при разных температурах и долговечность штампованных металлоизделий: монография / Г.В. Пачурин [и др.]; под общей ред. Г.В. Пачурина; НГТУ. – Н. Новгород, 2010. 169 с.