

УДК: 620.169.1

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА УСТАЛОСТИ АВТОМОБИЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

*Пачурин Г.В.<sup>1</sup>, д.т.н., профессор кафедры «Производственная безопасность, экология и химия»*

*Гончарова Д.А.<sup>1</sup>, аспирант кафедры «Автомобильный транспорт»*

*Филиппов А.А.<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Производственная безопасность, экология и химия»*

*Нуждина Т.В.<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Материаловедение, технологии материалов  
и термическая обработка металлов»*

*Деев В.Б.<sup>2,3</sup>, д.т.н., профессор кафедры «Литейные технологии и художественная обработка  
материалов» (deev.vb@mail.ru)*

<sup>1</sup> Нижегородский государственный технический университет им. Р.А. Алексеева  
(603022, Россия, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)

<sup>2</sup> Уханьский текстильный университет  
(430072, No. 34, Hongshance Road, Wuchang District, Wuhan University, Wuhan, Hubei Province, P.R. China)

<sup>3</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»  
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

**Аннотация.** В процессе эксплуатации конструктивные элементы автомобилей испытывают воздействие температур и вибрации. Преобладающее большинство разрушений металлоконструкций вызвано их усталостью. Это обуславливает экономические потери и часто человеческие жертвы от аварий. Поэтому задача обеспечения работоспособности деталей и узлов автомобилей является одной из актуальных в современном автомобилестроении. Для этого нужно знать закономерности поведения металлических материалов, полученных по разным технологиям, при воздействии вибрации. Деструкция структуры металла непосредственно сказывается на поведении прогиба образцов, отражающего конкуренцию двух взаимно противоположных явлений – упрочнения и разупрочнения, напрямую влияющих на структурную повреждаемость металла. Статья посвящена изучению кинетики усталостного разрушения автомобильных материалов с использованием тарировки структурных повреждений их поверхности с поведением кривых изменения текущего прогиба при знакопеременном нагружении. В работе рассматриваются автомобильные материалы (стали 20Х13, 14Х17Н2, 35ХГСА) и модельные металлы и сплавы (Медь М1, Латунь Л63Т, алюминиевый сплав В95пчТ2) в различном структурном состоянии при циклическом нагружении для пониженных, комнатных и повышенных температур с фиксацией прогиба образца и соответствующих ему структурных повреждений. Показана возможность изучения кинетики усталостной деструкции материала образцов по кривым прогиба, представляющим собой интегральную характеристику деструктивных процессов, протекающих при знакопеременном нагружении. По этим процессам можно отслеживать стадии повреждаемости при усталости металлических материалов – повреждение структуры на начальном этапе, момент появления макроскопической трещины, ее последующее продвижение вплоть до полного разделения конструкционного материала. По ним можно выявить соотношение длительности периода до появления трещины усталости и ее последующего роста, а также определить среднюю скорость продвижения усталостной трещины по телу металлического образца. Важным является также то, что по кривым прогиба можно оценивать кинетику деструкции материалов в условиях, когда прямое изучение структурного состояния поверхности образцов невозможно, например, в условиях криогенных и высоких температур или в присутствии коррозионных сред. В сочетании с фрактографическим и металлографическим анализом процесса усталости кривые прогиба позволяют на основании оценки стадий деструкции материалов проводить выбор последних для конструктивных элементов автомобиля с учетом условий его эксплуатации и оптимизацию технологии изготовления деталей с целью повышения ресурса и ремонтпригодности.

**Ключевые слова:** автомобильные металлы и сплавы, кривые изменения текущего прогиба образцов, структурная повреждаемость металлических материалов, циклическое нагружение металлов и сплавов, сопротивление усталостному разрушению материалов при разных температурах.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-9-732-738

### ВВЕДЕНИЕ

В процессе эксплуатации автомобиль подвергается различным видам нагрузок, приводящим к деструкции материалов его конструкции. Наиболее опасными являются вибрационные нагрузки при нормальных, пониженных и повышенных температурах, увеличивающие вероятность аварий [1].

Преобладающее большинство разрушений металлоконструкций вызвано их усталостью. Поэтому задача обеспечения работоспособности деталей и узлов автомобилей является одной из актуальных в современном автомобилестроении.

Эксплуатационные показатели конструкционных материалов, предназначенных для изготовления автомобильных металлоизделий, формируются на всех ста-

дях металлургического передела: от выбора шихтовых материалов для плавки будущего сплава до получения готовых деталей. Причиной необходимости увеличения ресурса и эксплуатационной надежности является также высокая стоимость конструкционных материалов автомобиля. Поэтому проведение экспериментальных исследований усталостных характеристик конструкционных материалов с целью снижения металлоемкости изделий, разработки новых методов обработки, а также определения наиболее конкурентного материала является приоритетным в современном автомобилестроении [2 – 4].

Одним из важных факторов, влияющих на работоспособность изделий, является усталостная выносливость материала. Но данные по влиянию видов технологий получения на механические свойства используемых материалов в условиях разных температур ограничены и разрозненны. Кроме этого, испытания должны быть максимально приближены к условиям эксплуатации материалов. Это обуславливает необходимость нахождения конструкторских решений в части как выбора материалов, так и технологических процессов, которые позволят обеспечить необходимые эксплуатационные свойства деталей машин [5 – 7].

Решение этой задачи предполагает изучение процесса усталостного разрушения автомобильных металлов и сплавов в условиях различных температур и схем нагружения с возможностью определения длительности периода до зарождения трещин и интенсивности их дальнейшего продвижения по сечению конструкции. Это позволит выбрать материал, соответствующий требованиям эксплуатации, и, как следствие, предотвратить его разрушение, обеспечить снижение финансовых и временных затрат на ремонт автомобиля.

Известно [8 – 10], что усталостное поведение материала предопределено его природой, способом изготовления (виды и режимы технологических процессов), средой (криогенные и повышенные температуры, присутствие коррозионных сред) и напряжением нагружения.

Детали автомобиля изготавливаются по разным технологиям [11 – 13]. Однако изучение деструкции материалов при усталости осложняется длительностью и условиями испытаний [14]. Поэтому выявление закономерностей усталостного поведения автомобильных материалов, полученных по разным технологическим процессам, также является актуальным.

Разрушение при усталости конструкционных материалов принято делить на этапы [15, 16]:

- появление микротрещины;
- субкритический ее рост;
- катастрофический долом.

Важную роль при этом могут сыграть кривые упрочнения (разупрочнения), отражающие деструктивные изменения в материале в процессе знакопеременного нагружения металлических образцов. Было установле-

но [17, 18], что по кривым прогиба можно отслеживать зарождение трещины, обуславливающее усиление прогиба, и посчитать скорость ее продвижения. Это ценно для температур, отличных от комнатных (т. е. высоких и низких), из-за невозможности или затрудненности прямого наблюдения.

Считается [19, 20], что стали в нормализованном состоянии при напряжениях, больших макроскопического предела текучести, линейно упрочняются. Высокопрочные и наклепанные в холодном виде стали при высоких напряжениях монотонно разупрочняются. При низких же напряжениях для сталей, прошедших термическую обработку нормализации, перед упрочнением характерно разупрочнение.

Фаза структурного упрочнения – это подготовительный этап деструкции при знакопеременном нагружении, предшествующий разрыхлению, появлению и дальнейшему продвижению трещины до полного разделения металлического материала, что непосредственно отражается на поведении его прогиба. Собственно кинетика прогиба и есть отражение борьбы двух взаимно противоположных физических явлений – упрочнения и разупрочнения в металле, напрямую вызванных деструктивными повреждениями в нем при усталости.

Данная статья посвящена изучению процесса усталостной деструкции в автомобильных материалах с использованием тарировки структурных повреждений их поверхности с поведением кривых прогиба при знакопеременном нагружении.

## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Объектом исследований являлись автомобильные материалы (стали 20Х13, 14Х17Н2, 35ХГСА) и модельные металлы и сплавы (Медь М1, Латунь Л63Т, алюминиевый сплав В95пчТ2) в различном структурном состоянии при циклическом нагружении для пониженных, комнатных и повышенных температур с фиксацией прогиба образца и соответствующих ему структурных повреждений.

Характеристика материалов образцов, исследованных в работе, дана в таблице.

Для изучения усталостных свойств образцов из конструкционных материалов применяются различные виды испытательных машин [21, 22]. Выбор динамики и характеристик усталостных машин обуславливается методами испытания, метрологией и надежностью, которые большей частью связаны с динамическими особенностями машин и испытываемых объектов.

Полученные образцы испытывались [23] симметричным консольным изгибом с вращением 50 Гц и фиксацией изменения прогиба образца. Наблюдение за структурными повреждениями поверхности образца без прекращения испытаний осуществлялось с применением оригинального фазосинхронизатора с оптическим микроскопом ( $\times 37$ ) и стробоскопическим освещением

# Характеристика материалов

## Characteristics of materials

Материал	Химический состав, %	Исходное состояние образцов	Особенности микро-структуры материала
Медь М1	9,93 Cu; 0,005 Fe; 0,005 S; 0,002 P	Холоднокатаная	Размер зерна 0,04 – 0,08 мм
Медь М1	99,93 Cu; 0,005 Fe; 0,005 S; 0,002 P	Отжиг 540 °С, 2 ч, вакуум 1,33–10 Па. Охлаждение с печью	Размер зерна 0,04 – 0,08 мм
Латунь Л63Т	63,25 Си; 0,014 Fe; 0,01 P; Zn – остальное	Холоднокатаная	Размер зерна 0,04 мм
Алюминиевый сплав В95пчТ2	6,0Zn; 1,8 Cu; 0,2Cr; 0,1 Si; 0,4 Mn; 0,1 Fe; Al – остальное	Закалка 465 – 475 °С, 1 ч, вода, растяжение в свежезакаленном состоянии 1,7 %; старение (120 °С, 5 ч, 180 °С, 6 ч)	–
Сталь 20Х13	0,24 C; 12,5 Cr; 0,6 Si; 0,6 Mn; 0,025 S; 0,025 P; Fe – остальное	Закалка 1030 °С, масло, отпуск 600 – 640 °С	Мартенсит
Сталь 14Х17Н2	0,15 C; 17,0 Cr; 0,8 Si; 2,1 Ni; 0,7 Mn; 0,025S; 0,035 P; Fe – остальное	Закалка 1030 °С, масло, отпуск 620 – 660 °С	Мартенсит
Сталь 35ХГСА	0,32 C; 1,24 Cr; 1,13 Si; 1,0 Mn; 0,02 S; 0,01 P; Fe – остальное	Закалка 900 °С, 20 мин, масло, отпуск 425 °С	Троостосорбит

(Е27 G45 40×88 мм, белый, 12 Вт, RL-BL-E27-G45-ST). Варьирование условий испытаний обеспечивалось специально спроектированными криокамерой и электрической печью сопротивления.

Микроструктура образцов изучалась с привлечением оптического микроскопа AKASHI, Япония.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены результаты тарировки кривой прогиба модельного материала меди М1 с деструкцией его поверхности (140 МПа).

У М1 после отжига при  $N = 0,63$  % на расстоянии друг от друга примерно в 10 мкм появляются редкие линии скольжения, проходящие через все зерно. При  $N = 12,5$  % уже через ~5 мкм друг от друга они покрывают практически все зерна. Активируются пересекающиеся плоскости скольжения. При  $N = 22$  % активируются вторичные плоскости. Появляется даже пересечение полос скольжения, которые при  $N = 40,7$  % блокируются, возрастает их плотность, и они уже отстоят друг от друга на расстоянии ~2 мкм. При этом при  $N = 57,6$  % наблюдается появление микротрещины, проходящей по линиям скольжения и по границам зерен и вырастающей в макротрещину к  $N = 66,8$  %.

Таким образом, показана возможность изучения процесса и стадий усталостной деструкции материала образцов по кривым прогиба, представляющим собой интегральную характеристику разрушительных процессов, сопровождающих усталость конструкционных материалов. Они позволяют выявить соотношение длительности до зарождения трещины усталости и ее последующего продвижения по сечению металла, а также

определить усредненную скорость ее продвижения по телу металлического образца.

Из рис. 2 и 3 следует, что прогиб описывается тремя основными стадиями:

- существенное увеличение для наклепанных материалов или снижение для не наклепанных;
- стабилизация;
- рост до разрушения материала.

Окончание участка стабилизации связано с появлением трещины ~1,0 мм.

У упрочненных материалов в самом начале знакопеременного нагружения физическое структурное разупрочнение превалирует над упрочнением, поэтому прогиб образца увеличивается.

Аналогичный характер наблюдается при  $-196$  °С и  $+550$  °С у меди М1 после термического отжига и предварительного упрочнения. Рост температуры усиливает прогиб, а не четко выраженная стабилизация уже практически отсутствует при  $+550$  °С.

Технологическое упрочнение на 25 % М1 после отжига приводит к преобладанию ее разупрочнения и, тем сильнее, чем выше температура.

При 550 °С технологически наклепанная на 25 % медь разупрочняется. Участок стабилизации отсутствует. Долговечность до возникновения трещин и до разрушения возрастает, а продвижение трещин затрудняется.

Так, изменение температуры от 20 до 550 °С при амплитуде нагружения 140 МПа обуславливает повышение скорости продвижения трещин соответственно от 0,051 до 0,318 мкм/цикл и от 0,024 до 0,163 мкм/цикл, а предшествующая ее появлению долговечность уменьшается от  $4 \cdot 10^4$  до  $6 \cdot 10^3$  циклов и от  $2,3 \cdot 10^5$  до  $2,5 \cdot 10^4$  циклов соответственно для упрочненной на 25 % после отжига

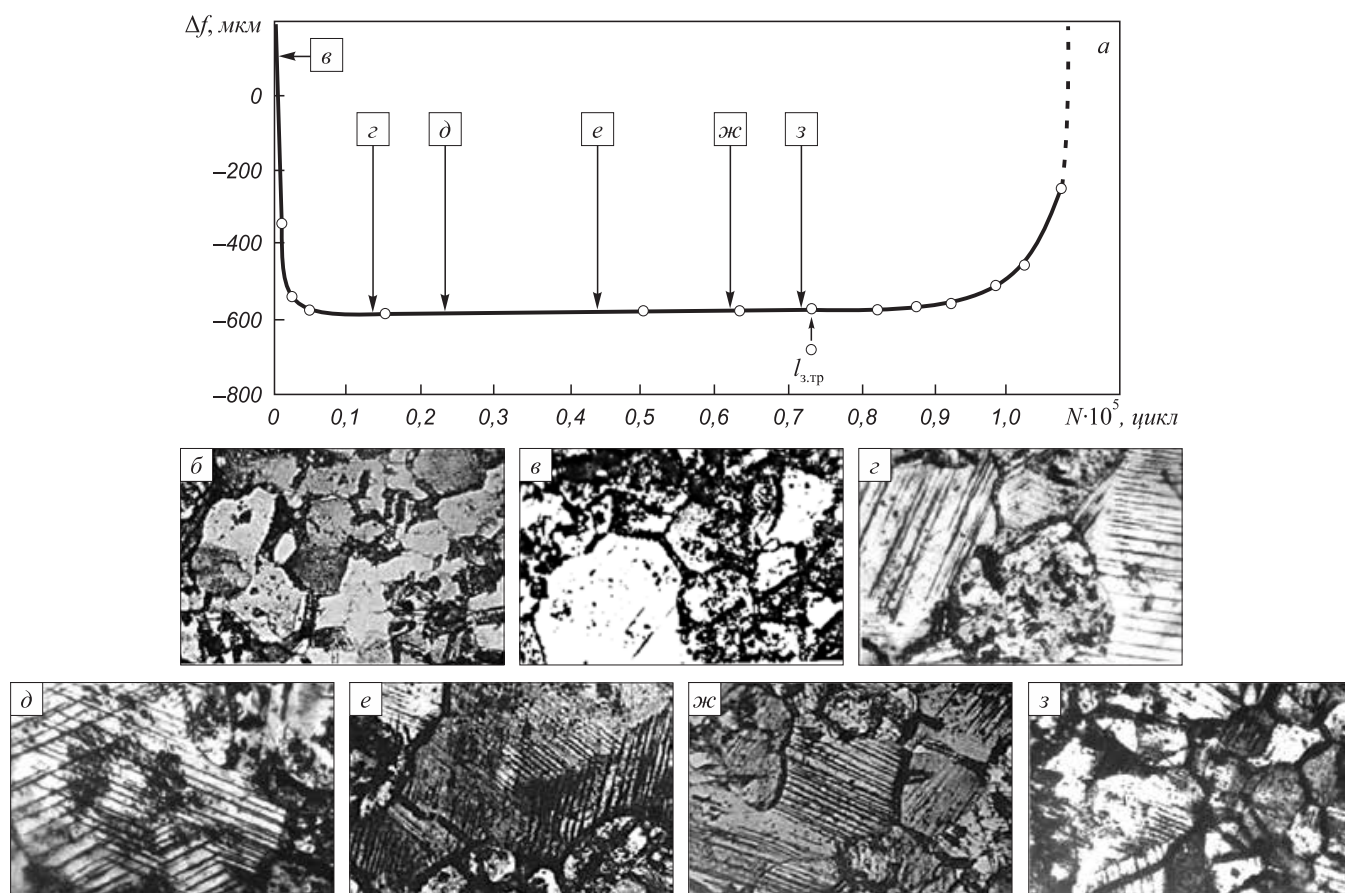


Рис. 1. Результаты тарировки кривой прогиба (*a*) и фотографии разрушения и возникновения трещин в соотношении с прогибом меди М1 после отжига при знакопеременном нагружении (долговечность  $1,055 \cdot 10^5$  циклов,  $\times 450$ ). Число циклов: *б* – начальное состояние; *в* –  $6,8 \cdot 10^2$  (0,63 %); *з* –  $1,35 \cdot 10^4$  (12,5 %); *д* –  $2,38 \cdot 10^4$  (22,0 %); *е* –  $4,4 \cdot 10^4$  (40,7 %); *жс* –  $6,22 \cdot 10^4$  (57,6 %); *з* –  $7,21 \cdot 10^4$  (66,8 %)

Fig. 1. Calibration results of the deflection curve (*a*) and photos of destruction and cracks occurrence in relation to the M1 copper deflection after annealing under alternating loading (durability  $1,055 \cdot 10^5$  cycles; magnification  $\times 450$ ). Number of cycles: *б* – initial state; *в* –  $6,8 \cdot 10^2$  (0,63 %); *з* –  $1,35 \cdot 10^4$  (12,5 %); *д* –  $2,38 \cdot 10^4$  (22,0 %); *е* –  $4,4 \cdot 10^4$  (40,7 %); *жс* –  $6,22 \cdot 10^4$  (57,6 %); *з* –  $7,21 \cdot 10^4$  (66,8 %)

меди. Температура  $-196^\circ\text{C}$  обуславливает появление четко выраженной стабилизации ее разупрочнения, но длительность его уменьшается по мере повышения циклического напряжения.

Кривые прогиба наклепанной на 25 % отожженной и не наклепанной меди идентичны, но фактография изломов отличается. В упрочненной на 25 % меди в процессе знакопеременного нагружения наблюдается появление полос скольжения, их интенсификация и возникновение микротрещин. Трещины растут в основном по границам зерен, ограничивающих их дальнейшее продвижение.

В результате наклепа в меди происходит измельчение зерен. Дислокационное скольжение не развитое. На фактографии слабо видны участки продвижения трещин, однако имеются небольшие сколы и углубления в виде ямок, говорящие о тонкой деформации меди. Высокие напряжения обуславливают весьма интенсивное разупрочнение наклепанной меди. Стабилизация практически отсутствует. Поверхность изломов имеет

четкие следы продвижения трещин, связанных перемычками ручьев скола.

Результаты обработки кривых изменения прогиба в процессе циклического нагружения исследованных конструкционных материалов представлены на рис. 4, 5.

## Выводы

Установлено, что кривые прогиба представляют собой интегральную характеристику деформации металлических образцов, протекающей в них при знакопеременном нагружении, так как позволяют отслеживать стадии повреждаемости при усталости – повреждение структуры на начальном этапе, момент появления макроскопической трещины, ее последующее продвижение вплоть до полного разделения конструкционного материала.

Кривые прогиба позволяют выявить соотношение длительности стадии до появления усталостной трещи-



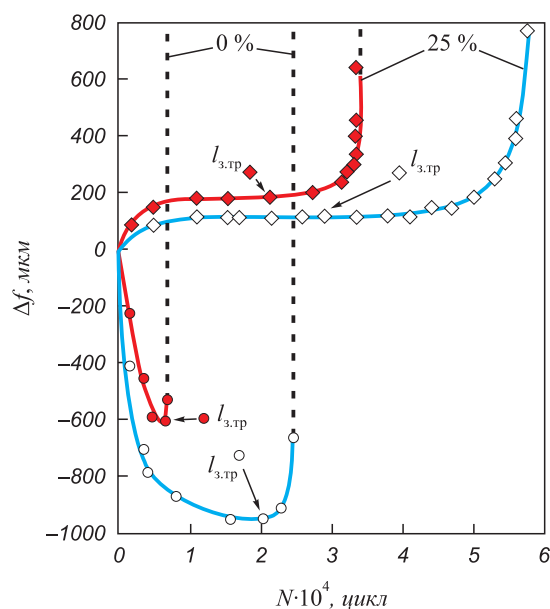


Рис. 2. Зависимость прогиба при  $-196^\circ\text{C}$  после отжига неупрочненной М1 от числа циклов нагружения для напряжения 260 МПа (●, ◆) и 220 МПа (○, ◇) для неупрочненного и наклепанного на 25 % состояния

Fig. 2. Dependence of deflection at  $-196^\circ\text{C}$  after annealing of unstressed M1 on the number of loading cycles for a voltage of 260 MPa (●, ◆) and 220 MPa (○, ◇) for a state that was not strengthened and not work-hardened at 25 %

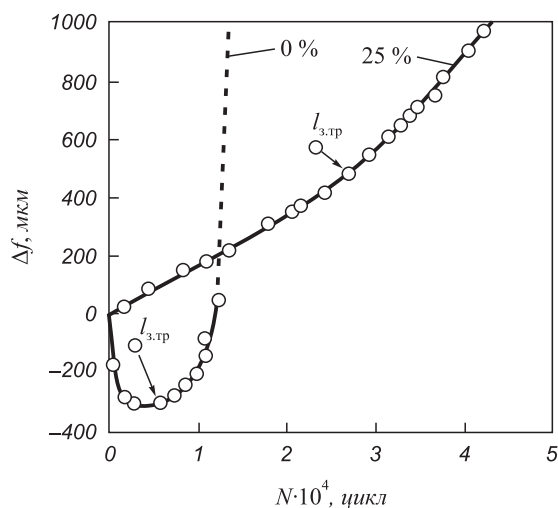


Рис. 3. Зависимость прогиба при  $550^\circ\text{C}$  после отжига неупрочненной М1 от числа циклов нагружения для неупрочненного и наклепанного на 25 % состояния (напряжение 140 МПа)

Fig. 3. Dependence of deflection at  $550^\circ\text{C}$  after annealing of unstressed M1 on the number of loading cycles for a state that was not strengthened and not work-hardened to 25 % (voltage 140 MPa)

ны и ее последующего подрастания, а также определить усредненную скорость продвижения по телу металлического образца. Так, например, с повышением температуры от  $20$  до  $550^\circ\text{C}$  для меди после отжига и после деформации 25 % при амплитуде нагружения 140 МПа период до зарождения трещин сокращается от  $4 \cdot 10^4$  до

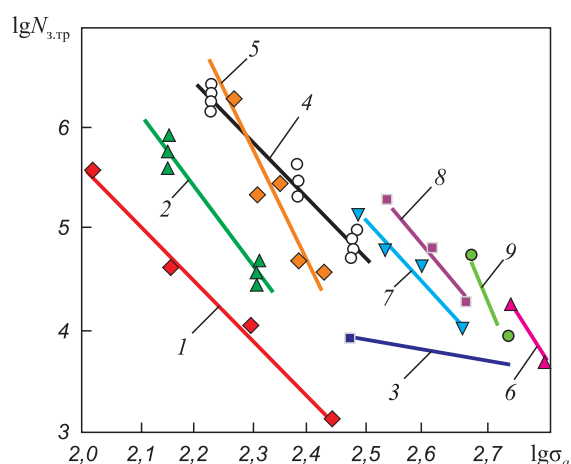


Рис. 4. Влияние амплитуды напряжения на долговечность до появления трещины  $\lg N_{з.тр}$  при  $20^\circ\text{C}$  материалов: 1 – отожженная М1; 2 – холоднокатаная М1; 3 – отожженная Л63; 4 – холоднокатаная Л63; 5 – В95пчТ2; 6 – 14Х17Н2 (0 %); 7 – 14Х17Н2 (25 %); 8 – 3 4Х17Н2 (25 %); 9 – 20Х13 (0 %)

Fig. 4. Influence of the voltage amplitude on durability until the appearance of crack  $\lg N_{з.тр}$  at  $20^\circ\text{C}$  of materials: 1 – annealed M1; 2 – cold rolled M1; 3 – annealed L63; 4 – cold rolled L63; 5 – V95pchT2; 6 – 14Kh17N2 (0 %); 7 – 14Kh17N2 (25 %); 8 – 3 4Kh17N2 (25 %); 9 – 20Kh13 (0 %)

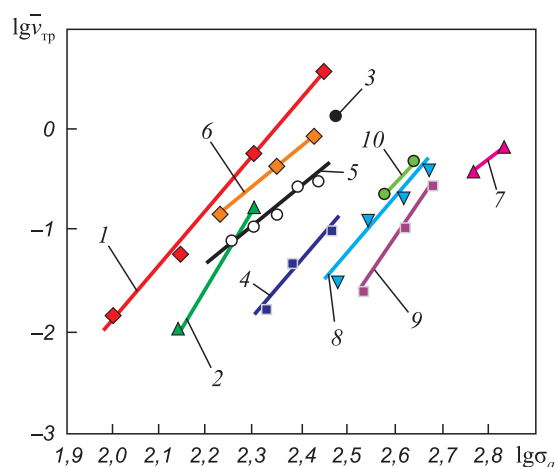


Рис. 5. Влияние амплитуды напряжения на усредненную скорость роста трещины при  $20^\circ\text{C}$  материалов: 1 – отожженная М1; 2 – холоднокатаная М1; 3 – отожженная Л63; 4 – холоднокатаная Л63; 5 – В95пчТ2; 6 – В95пчТ2 в коррозионной среде; 7 – 14Х17Н2 (0 %); 8 – 14Х17Н2 (25 %;  $\dot{\epsilon} = 3,1 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ); 9 – 14Х17Н2 (25 %;  $\dot{\epsilon} = 5,6 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ); 10 – 20Х13 (0 %)

Fig. 5. Effect of stress amplitude on the average crack growth rate at  $20^\circ\text{C}$  of materials:

1 – annealed M1; 2 – cold rolled M1; 3 – annealed L63; 4 – cold rolled L63; 5 – V95pchT2; 6 – V95pchT2 in corrosive media; 7 – 14Kh17N2 (0 %); 8 – 14Kh17N2 (25 %;  $\dot{\epsilon} = 3,1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ); 9 – 14Kh17N2 (25 %;  $\dot{\epsilon} = 5,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ); 10 – 20Kh13 (0 %)

$6 \cdot 10^3$  циклов и от  $2,3 \cdot 10^5$  до  $2,5 \cdot 10^4$  циклов, а скорость роста трещин возрастает от 0,051 до 0,318 мкм/цикл и от 0,024 до 0,163 мкм/цикл соответственно.

Важным является также то, что по кривым прогиба можно оценивать кинетику деструкции материа-

лов в условиях, когда прямое изучение структурного состояния поверхности образцов невозможно, например, в условиях криогенных и высоких температур, а также, например, в присутствии коррозионных сред.

Анализ поведения кривых прогиба в сочетании с фратографическими и металлографическими исследованиями процесса усталости на основании оценки стадий деструкции материалов позволяет проводить их выбор для конструктивных элементов автомобиля с учетом условий его эксплуатации, а также оптимизировать технологию изготовления деталей с целью повышения ресурса и ремонтпригодности автомобиля.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пачурин Г.В., Кудрявцев С.М., Соловьев Д.В., Наумов В.И. Кузов современного автомобиля: материалы, проектирование и производство. – СПб.: Изд-во «Лань», 2016. – 316 с.
2. Ivanov Y., Alsaraeva K., Gromov V. etc. Evolution of Al-19.4Si alloy surface structure after electron beam treatment and high cycle fatigue // *Materials Science and Technology*. 2015. Vol. 31. No. 13a. P. 1523 – 1529.
3. Konovalov S.V., Atroshkina A.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E. Evolution of dislocation substructures in fatigue loaded and failed stainless steel with the intermediate electropulsing treatment // *Materials Science and Engineering A*. 2010. Vol. 527. No. 12. P. 3040 – 3043.
4. Konovalov S., Komissarova I., Ivanov Y. etc. Structural and phase changes under electropulse treatment of fatigue-loaded titanium alloy VT1-0 // *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. Vol. 8. No. 1. P. 1300 – 1307.
5. Сартор М., Вунде М., Лемке А. и др. Применение покрытий для снижения потерь металла в результате окалинообразования при повторном нагреве // *Черные металлы*. 2016. № 11. С. 46 – 51.
6. Furuya Y., Matsuoka S. The effect of modified-ausforming on gigacycle fatigue properties in Si-Mn steels // *Tetsu to Hagane*. J. Iron and Steel Inst. Jap. 2003. Vol. 89. No. 10. P. 1082 – 1089.
7. Коль Т., Бретшнайдер М., Клинкберг Т. и др. Оптимизация поверхности оцинкованной стальной полосы за счет улучшения процесса дренсировки // *Черные металлы*. 2017. № 8. С. 44 – 48.
8. Lukas P., Kunz L., Navratilova L. etc. Fatigue damage of ultrafine-grain copper in very-high cycle fatigue region // *Materials Science and Engineering*. 2011. Vol. 528. P. 7036 – 7040.
9. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. P. 782 – 817.
10. Пачурин Г.В. Усталостное разрушение при нормальной температуре предварительно деформированных сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1990. № 10. С. 35 – 38.
11. Анджело Зинути, Джанкарло Сапо. Волочение проволоки на станах // *Метизы*. 2003. № 2(03). С. 41 – 47.
12. Дзиро Томигана, Кинья Вахимото, Тошимичи Мори и др. Производство катанки с высокой способностью к удалению окалин // *Метизы*. 2008. № 2(18). С. 32 – 42.
13. Furuya Y. Visualization of internal small fatigue crack growth // *Mater. Lett.* 2013. Vol. 112. P. 139 – 141.
14. Filippov A.A., Pachurin G.V., Naumov V.I., Kuzmin N.A. Low-cost treatment of rolled products used to make long high-strength bolts // *Metallurgist*. 2016. Vol. 59. No. 9 – 10. P. 810 – 815.
15. Sosnovskiy L.A., Makhutov N.A., Troshchenko V.T. Evolution of ideas on fatigue of metals by volume loading and friction // *Тр. VI Междунар. симпозиума по трибофатике (ISTF 2010)*. – Минск: БГУ, 2010. С. 77 – 84.
16. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов / Отв. ред. Н.П. Лякишев. – М.: Наука, 2003. – 254 с.
17. Партон В.З. Механика разрушения: От теории к практике. – М.: Наука, 1990. – 240 с.
18. Хеллан К. Введение в механику разрушения. – М.: Мир, 1988. – 364 с.
19. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2013. – 515 с.
20. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов / Отв. ред. В.М. Блинов; Ин-т металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. – М.: Наука, 2015. – 484 с.
21. Терентьев В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 288 с.
22. Серенсен С.В., Гарф М.Э., Кузьменко В.А. Динамика машин для испытаний на усталость. – М.: Машиностроение, 1967. – 460 с.
23. Пачурин Г.В. Коррозионная долговечность изделий из деформационно-упрочненных металлов и сплавов. – СПб.: Изд-во «Лань», 2014. – 160 с.

Поступила в редакцию 3 февраля 2019 г.

После доработки 30 июля 2019 г.

Принята к публикации 4 августа 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. Vol. 62. No. 9, pp. 732–738.

#### FATIGUE PROCESS OF AUTOMOBILE MATERIALS

G.V. Pachurin<sup>1</sup>, D.A. Goncharova<sup>1</sup>, A.A. Filippov<sup>1</sup>,  
T.V. Nuzhdina<sup>1</sup>, V.B. Deev<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia

<sup>2</sup> Wuhan Textile University, Wuhan, China

<sup>3</sup> National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

**Abstract.** During operation, the structural elements of cars are exposed to temperatures and vibrations. Overwhelming majority of the destruction of metal structures is caused by their fatigue. It causes economic losses and often human casualties from accidents. Therefore, the task of ensuring the operability of parts and components of automobiles is one of the most relevant in the modern automotive industry. So it is necessary to know the patterns of behavior of metallic materials, obtained by different technologies, when they are exposed to vibration.

Destruction of the metal structure directly affects the behavior of the samples deflection, reflecting the competition of two mutually opposite phenomena – hardening and softening. It directly influences structural damageability of the metal. The article is devoted to the study of kinetics of fatigue failure of automotive materials using the calibration of structural damage to their surface with behavior of the curves of changes in current deflection under alternating loading. The paper considers automotive materials (steel grades 20Kh13, 14Kh17N2, 35KhGSA) and model metals and alloys (Copper M1, Brass L63T, aluminum alloy V95pchT2) in different structural state under cyclic loading for low, room and high temperatures with fixation of the sample deflection and structural damage corresponding to it. It is possible to study kinetics of fatigue destruction of the sample material by the deflection curves, which is an integral characteristic of destructive processes occurring under alternating loading. Using these processes, one can track the stages of damage during fatigue of metallic materials – damage to the structure at the initial stage, moment of the macroscopic

crack appearance, its subsequent advancement up to complete separation of the structural material. It is probable to identify ratio of the period duration before the appearance of a fatigue crack and its subsequent growth, as well as to determine the average rate at which the fatigue crack moves through the body of the metal sample. It is important that it is also possible to estimate the kinetics of materials destruction under the conditions when direct study of the structural state of the sample surface is impossible, for example, in conditions of cryogenic and high temperatures, and also, for example, in the presence of corrosive media. In combination with fractographic and metallographic analysis of the fatigue process, the deflection curves allow, based on the evaluation of the stages of materials destruction, to carry out selection of the latter for the structural elements of a car taking into account its operating conditions and optimizing the technology of parts manufacturing to increase serviceability and maintainability.

**Keywords:** automotive metals and alloys, curves of changes, samples current deflection, structural damageability of metallic materials, cyclic loading of metals and alloys, resistance to fatigue failure of materials at different temperatures.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-9-732-738

## REFERENCES

1. Pachurin G.V., Kudryavtsev S.M., Solov'ev D.V., Naumov V.I. *Kuzov sovremennoy avtomobilya: materialy, proektirovaniye i proizvodstvo* [Body of a modern car: materials, design and production]. St. Petersburg: Izd-vo "Lan", 2016, 316 p. (In Russ.).
2. Ivanov Y., Alsaraeva K., Gromov V., Konovalov S., Semina O. Evolution of Al-19.4Si alloy surface structure after electron beam treatment and high cycle fatigue. *Materials Science and Technology*. 2015, vol. 31, no. 13a, pp. 1523–1529.
3. Konovalov S.V., Atroshkina A.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E. Evolution of dislocation substructures in fatigue loaded and failed stainless steel with the intermediate electropulsing treatment. *Materials Science and Engineering A*. 2010, vol. 527, no. 12, pp. 3040–3043.
4. Konovalov S., Komissarova I., Ivanov Y., Gromov V., Kosinov D. Structural and phase changes under electropulse treatment of fatigue-loaded titanium alloy VT1-0. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019, vol. 8, no. 1, pp. 1300–1307.
5. Sartor M., Wunde M., Lemke A., Roth M. etc. Coating decreases material losses by scale formation during reheating. *Chernye Metally*. 2016, no. 11, pp. 46–51.
6. Furuya Y., Matsuoka S. The effect of modified-ausforming on gigacycle fatigue properties in Si-Mn steels. Tetsu to Hagane. *J. Iron and Steel Inst. Jap.* 2003, vol. 89, no. 10, pp. 1082–1089.
7. Koll' Th., Bretschneider M., Klinkberg T., Luter F., Maas B. Improvement of skin pass rolling to provide better surface quality of Zn-coated steel. *Chernye Metally*. 2017, no. 8, pp. 44–48.
8. Lukas P., Kunz L., Navratilova L. etc. Fatigue damage of ultrafine-grain copper in very-high cycle fatigue region. *Materials Science and Engineering*. 2011, vol. 528, pp. 7036–7040.
9. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61, pp. 782–817.
10. Pachurin G.V. Fatigue fracture at normal temperature of previously deformed alloy. *Metal Science and Heat Treatment*. 1990, vol. 32, no. 10, pp. 769–772.
11. Zinuti A., Saro D. Wire drawing on mills. *Metizy*. 2003, no. 2(03), pp. 41–47.
12. Tomigana D., Vakimoto K., Mori T., Murakami M., Ioshimura T. The production of wire rod with high ability to remove scale. *Metizy*. 2008, no. 2(18), pp. 32–42.
13. Furuya Y. Visualization of internal small fatigue crack growth. *Material Lett.* 2013, vol. 112, pp. 139–141.
14. Filippov A.A., Pachurin G.V., Naumov V.I., Kuzmin N.A. Low-cost treatment of rolled products used to make long high-strength bolts. *Metallurgist*. 2016, vol. 59, no. 9–10, pp. 810–815.
15. Sosnovskiy L.A., Makhutov N.A., Troshchenko V.T. Evolution of ideas on fatigue of metals by volume loading and friction. *Proc. of the 6th Int. Symp. on Tribofatigue (ISTF 2010)*, Minsk: BSU, 2010, pp. 77–84.
16. Terent'ev V.F. *Ustalost' metallicheskih materialov* [Fatigue of metallic materials]. Moscow: Nauka, 2003, 254 p.
17. Parton V.Z. *Mekhanika razrusheniya: Ot teorii k praktike* [Mechanics of destruction: From theory to practice]. Moscow: Nauka, 1990, 240 p.
18. Hellan K. *Introduction to Fracture Mechanics*. New York: McGraw-Hill, 1984. (Russ.ed.: Hellan K. *Vvedenie v mekhaniku razrusheniya*. Moscow: Mir, 1988, 364 p.).
19. Terent'ev V.F., Petukhov A.N. *Ustalost' vysokoprochnykh metallicheskih materialov* [Fatigue of high strength metallic materials]. Moscow: IMET RAN, 2013, 515 p. (In Russ.).
20. Terent'ev V.F., Korabev S.A. *Ustalost' metallov* [Metal fatigue]. Moscow: Nauka, 2015, 484 p. (In Russ.).
21. Terent'ev V.F. *Ustalostnaya prochnost' metallov i splavov* [Fatigue strength of metals and alloys]. Moscow: Internet Inzhiniring, 2002, 288 p. (In Russ.).
22. Serensen S.V., Garf M.E., Kuz'menko V.A. *Dinamika mashin dlya ispytaniy na ustalost'* [Dynamics of machines for fatigue testing]. Moscow: Mashinostroenie, 1967, 460 p. (In Russ.).
23. Pachurin G.V. *Korrozionnaya dolgovechnost' izdeliy iz deformatsionno-uprochnennykh metallov i splavov* [Corrosion durability of products from strain-hardened metals and alloys]. St. Petersburg: Izd-vo "Lan", 2014, 160 p. (In Russ.).

## Information about the authors:

**G.V. Pachurin**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Industrial Safety, Ecology and Chemistry"

**D.A. Goncharova**, Postgraduate of the Chair "Automobile Transport"  
**A.A. Filippov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Industrial Safety, Ecology and Chemistry"

**T.V. Nuzhdina**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials Science, Technology of Materials and Heat Treatment of Metals"

**V.B. Deev**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials" (deev.vb@mail.ru)

Received February 3, 2019

Revised July 30, 2019

Accepted August 4, 2019