

**КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ
ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛЕЙ 40X И 38X2H2MA**

© 2019

Г.В. Клевцов, доктор технических наук, профессор,
исполняющий обязанности заведующего кафедрой «Нанотехнологии, материаловедение и механика»

Д.Л. Мерсон, доктор физико-математических наук,
директор Научно-исследовательского института прогрессивных технологий

Н.А. Клевцова, доктор технических наук, доцент,
профессор кафедры «Нанотехнологии, материаловедение и механика»

Е.Д. Мерсон, кандидат физико-математических наук,
старший научный сотрудник Научно-исследовательского института прогрессивных технологий

М.Л. Линдеров, кандидат физико-математических наук,
старший научный сотрудник Научно-исследовательского института прогрессивных технологий

С.В. Засыпкин, студент

А.В. Бондаренко, студент

Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

Ключевые слова: сталь 40X; сталь 38X2H2MA; усталостное разрушение; излом; кинетика и механизм разрушения.

Аннотация: Известно, что большинство аварийных разрушений конструкций или деталей машин связаны либо с усталостным разрушением, либо с хрупким разрушением, вызванным наличием усталостной трещины. Поэтому для снижения вероятности зарождения и развития усталостной трещины часто используют дорогостоящие средне- и высоколегированные стали. В настоящей работе представлен сравнительный анализ параметров усталостного разрушения образцов из низколегированной стали 40X и среднелегированной стали 38X2H2MA.

Усталостные испытания призматических образцов размером 10×15×80 мм из стали 40X с U- и V-образными концентраторами напряжения и образцов из стали 38X2H2MA с U-образным концентратором напряжения проводили при температуре 20 °С по схеме трехточечного изгиба на установке Instron 8802 при $\nu=10$ Гц, $R=0,1$ и различных значениях ΔP . Стали испытывали после закалки в масле и последующего нагрева до 300 °С. Микрорельеф изломов исследовали в растровом электронном микроскопе SIGMA фирмы "ZEISS".

Установлено, что форма концентратора напряжения в образцах оказывает существенное влияние на время до зарождения усталостной трещины. Прямолинейные участки кинетических диаграмм усталостного разрушения сталей 40X и 38X2H2MA практически полностью совпадают между собой, хотя коэффициент n в уравнении Пэри-са для стали 38X2H2MA несколько выше, чем для стали 40X. Микрофрактографические исследования показали, что распространение усталостной трещины в стали 38X2H2MA связано с более вязким механизмом разрушения, чем в стали 40X. Таким образом, установлено, что низколегированная сталь 40X по своим усталостным характеристикам не уступает среднелегированной стали 38X2H2MA.

ВВЕДЕНИЕ

Практика диагностики разрушения показывает [1; 2], что большинство аварийных разрушений конструкций или деталей машин связаны либо с усталостным разрушением, либо с разрушением, когда первоначально зарождается усталостная трещина, которая приводит к дальнейшему хрупкому разрушению объекта. Для снижения вероятности зарождения и развития усталостной трещины часто используют средне- и высоколегированные стали, что не всегда оправдано с экономической точки зрения [3; 4]. Поэтому представляет интерес сравнить усталостные характеристики средне- и высоколегированных сталей с характеристиками низколегированной стали.

Известно, что общая долговечность образцов, деталей или элементов конструкций (N), работающих в условиях циклического нагружения, включает в себя время до зарождения усталостной трещины (N_z) и время на ее распространение ($N_{распр}$):

$$N=N_z+N_{распр}.$$

Стадия зарождения усталостной трещины, в зависимости от различных факторов, может составлять от

10 до 90 % [5–7] общей долговечности образцов или деталей. Если в деталях или конструкциях по тем или иным причинам уже имеются трещины или другие трещиноподобные дефекты, то живучесть материала конструкции будет определять скорость распространения усталостной трещины. Процесс разрушения при циклическом нагружении отличен от процесса развития трещины при однократных видах нагружения. По мере роста усталостной трещины коэффициенты интенсивности напряжения у вершины трещины (ΔK и K_{max}) [8–10] непрерывно возрастают. Это приводит к увеличению скорости распространения трещины [2; 9; 10], что отражается на стадийности процесса разрушения, обусловленной реализацией у вершины усталостной трещины при ее распространении различного напряженно-го состояния материала и, соответственно, различных механизмов роста [2; 11; 12]. Химический состав и структура металлических материалов оказывают существенное влияние на кинетику и механизм усталостного разрушения на различном масштабном уровне [12–14].

Цель исследования – сравнительный анализ параметров усталостного разрушения образцов из низколегированной стали 40X и среднелегированной стали 38X2H2MA.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Низколегированную сталь 40X и среднелегированную сталь 38X2H2MA (таблица 1) исследовали после закалки в масле и последующего нагрева до 300 °С. Для исследования структуры стали использовали металлографический микроскоп *Axiovert 40 MAT*. Испытания стальной на твердость проводили на твердомере ТН 300. Статическое растяжение круглых образцов диаметром 5 мм проводили на универсальной испытательной машине Н50КТ. Скорость растяжения составляла 6 мм/мин. Усталостные испытания призматических образцов размером 10×15×80 мм с *U*-образным ($R=3$ мм) и *V*-образным ($R=0,2$ мм) концентратором напряжения проводили при температуре 20 °С по схеме трехточечного изгиба на установке *Instron 8802* при $\nu=10$ Гц, $R=0,1$ и различных значениях ΔP , согласно методическим рекомендациям [15]. Микрофрактографические исследования изломов проводили в растровом электронном микроскопе (РЭМ) *SIGMA* фирмы “*ZEISS*”.

ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

После термической обработки сталь 40X имеет структуру сорбит; сталь 38X2H2MA – игольчатый троостит (рис. 1 а, 1 б). При этом сталь 40X обладает более высокой твердостью и прочностными свойствами при

растяжении, однако более низкой пластичностью по сравнению со сталью 38X2H2MA (таблица 2).

Результаты усталостных испытаний показали, что количество циклов до зарождения усталостной трещины (N_3) во всех образцах возрастает с увеличением общей долговечности образцов (N) (рис. 2 а). Причем, как видно из рис. 2 а, количество циклов N_3 для стали 40X сильно зависит от формы концентратора напряжения в образцах. В процентном отношении значение N_3 (рис. 2 б) для образцов из стали 40X с *V*-образным концентратором составляет 18–21 % от общей долговечности образцов, а с *U*-образным концентратором напряжения – примерно 70 %. Для образцов из стали 38X2H2MA с *U*-образным концентратором напряжения N_3 составляет примерно 80 % от общей долговечности образцов (рис. 2 б).

Известно, что на стадии распространения усталостной трещины скорость ее роста контролируется коэффициентами интенсивности напряжения в устье трещины ΔK и K_{max} и описывается кинетической диаграммой усталостного разрушения [16–18]. Из рис. 3 видно, что прямолинейные участки кинетических диаграмм усталостного разрушения сталей 40X и 38X2H2MA практически полностью совпадают между собой, хотя при высоких значениях ΔK скорость распространения усталостной трещины в стали 38X2H2MA несколько выше, чем в стали 40X. Анализ уравнений Пэриса [16], описывающих прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения, показывает (таблица 3), что

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

Сталь	Массовая доля элементов, %										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Co	Cu	V
40X	0,370	0,31	0,66	0,019	0,026	0,87	0,22	0,019	0,015	0,26	0,005
38X2H2MA	0,316	0,25	0,61	0,013	0,0043	1,98	1,90	0,39	0,022	0,098	0,016

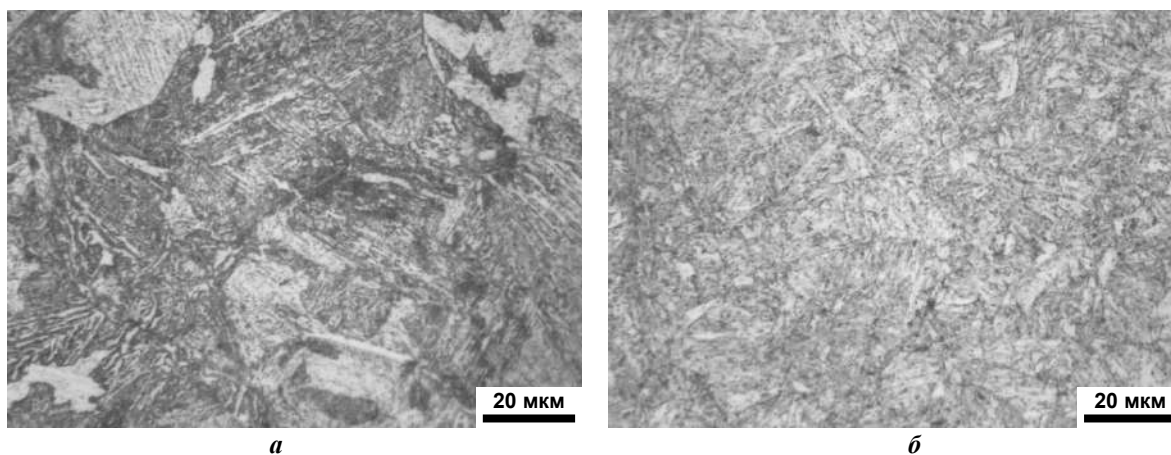


Рис. 1. Микроструктура сталей 40X (а) и 38X2H2MA (б) после термической обработки. Увеличение: $\times 1000$

Таблица 2. Механические свойства исследуемых сталей

Сталь	HRC	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_2 , %
40X	42	1481	1398	7
38X2H2MA	34	1367	1257	13

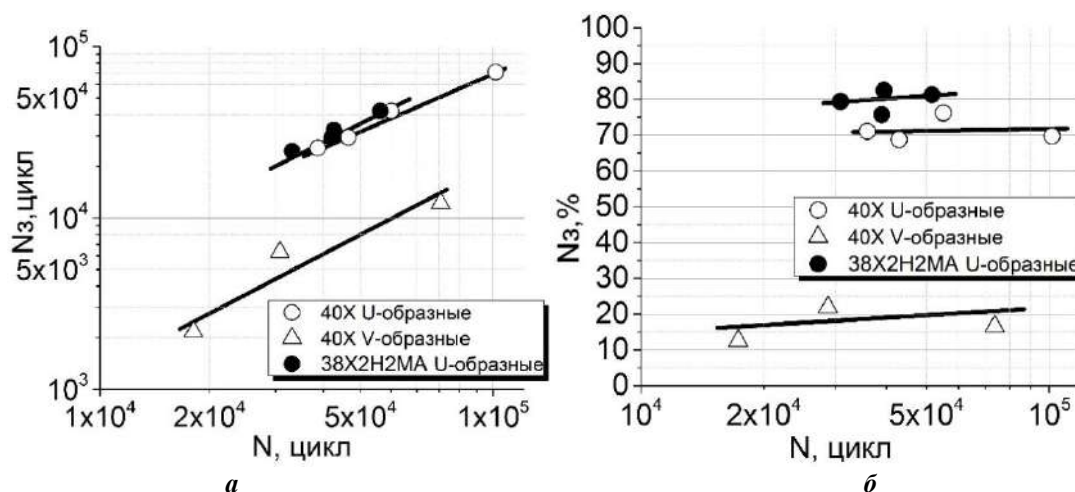


Рис. 2. Зависимость количества циклов до зарождения усталостной трещины (N_z) от общего количества циклов до разрушения образцов (N) в стали 40Х (светлые точки) и 38Х2Н2МА (темные точки). Образцы с U-образным концентратором (круглые точки); образцы с V-образным концентратором (треугольные точки)

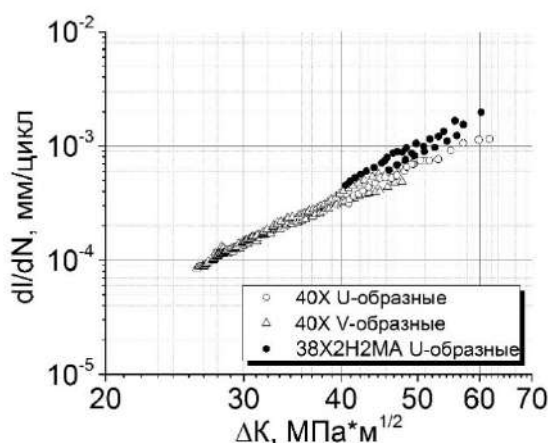


Рис. 3. Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения

Таблица 3. Уравнение Пэриса для образцов из исследуемых сталей с различным концентратором напряжения

Сталь	Концентратор напряжения	Уравнение Пэриса
40Х	U-образный	$dl/dN=10^{-9} \Delta K^{3,1}$
	V-образный	$dl/dN=2,0 \cdot 10^{-9} \Delta K^{3,2}$
38Х2Н2МА	U-образный	$dl/dN=2,6 \cdot 10^{-10} \Delta K^{3,5}$

коэффициент n в уравнении Пэриса для стали 38Х2Н2МА равен 3,5, а для стали 40Х – 3,1–3,2. Последнее свидетельствует о большей чувствительности стали 38Х2Н2МА к циклическим перегрузкам.

Таким образом, можно заключить, что форма концентратора напряжения в образцах оказывает существенное влияние на время до зарождения усталостной трещины. После образования усталостной трещины кинетика ее распространения не зависит от формы кон-

центратора напряжения. Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения сталей 40Х и 38Х2Н2МА практически полностью совпадает между собой, хотя коэффициент n в уравнении Пэриса для стали 38Х2Н2МА несколько выше, чем для стали 40Х.

Рассмотрим фрактографические особенности строения усталостных изломов образцов исследуемых сталей.

На поверхности всех усталостных изломов можно выделить сравнительно гладкую зону усталостного

развития трещины l_f и зону долома [2; 19, 20] (рис. 4 а–в). Вблизи очага разрушения видны ступени сдвига, параллельные направлению роста трещины и свидетельствующие о многоочаговом характере зарождения усталостной трещины. Зона долома в образцах из стали 40Х кристаллическая, губы среза практически отсутствуют (рис. 4 а, 4 б). В образцах из стали 38Х2Н2МА зона долома мелковолоконнистая, имеют место большие размеры губ среза (рис. 4 в).

Из рис. 5 видно, что для образцов из стали 40Х длина зоны усталостного развития трещины (l_f) на поверхности изломов практически не зависит от формы концентратора напряжения и возрастает с увеличением количества циклов нагружения, затраченных на распространение усталостной трещины ($N_{распр}$). Из рис. 5 также следует, что при одном и том же значении $N_{распр}$ длина усталостной зоны l_f на поверхности образцов из стали 38Х2Н2МА примерно в 1,3–1,4 раза больше, чем на поверхности образцов из стали 40Х, что может свидетельствовать о большей циклической трещиностойкости стали 38Х2Н2МА. Возможно, что в данном случае сказалась также форма зоны l_f на поверхности изломов стали 38Х2Н2МА, более вытянутая в центральной части излома (рис. 4).

Микрорельеф изломов образцов из стали 40Х не зависит от формы концентратора напряжения, однако несколько отличается от микрорельефа изломов образцов из стали 38Х2Н2МА (рис. 6). Вблизи очага разрушения микрорельеф изломов схожий (рис. 6 а, б г): неявно выраженные вязкие бороздки чередуются с вторичными трещинами. По мере увеличения длины усталостной зоны l_f различие в механизме усталостного разрушения сталей возрастает. Вблизи зоны долома в стали 40Х, помимо вязких бороздок, можно наблюдать фасетки хрупкого разрушения (рис. 6 б), а в самой зоне долома – хрупкие фасетки скола и небольшие участки ямочного микрорельефа (рис. 6 в). В изломе стали 38Х2Н2МА вблизи зоны долома доминирует ямочный микрорельеф (рис. 6 д). Статическое разрушение стали 38Х2Н2МА в зоне долома произошло вязко с образованием ямочного микрорельефа (рис. 6 е).

Таким образом, макро- и микрофрактографические исследования показали, что распространение усталостной трещины в стали 38Х2Н2МА связано с более вязким механизмом разрушения, чем в стали 40Х.

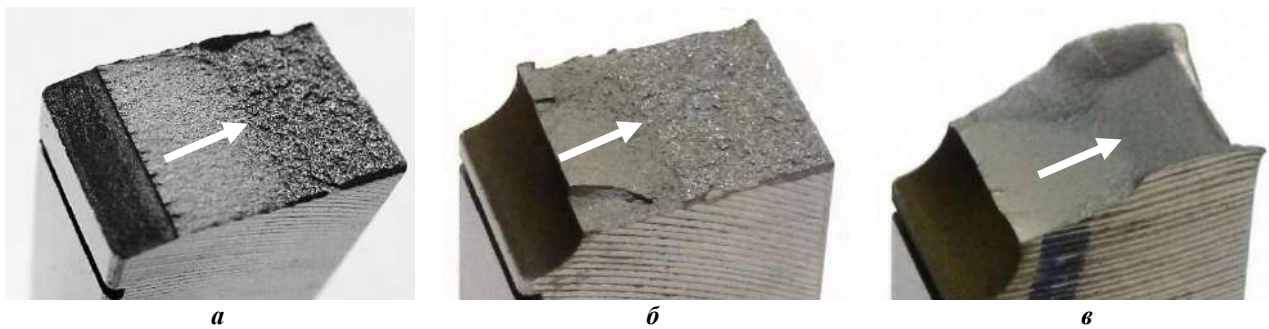


Рис. 4. Характерный вид усталостных изломов образцов из стали 40Х с V-образным (а) и U-образным (б) концентратором напряжения и образцов из стали 38Х2Н2МА с U-образным концентратором напряжения (в). Стрелкой показана длина зоны l_f

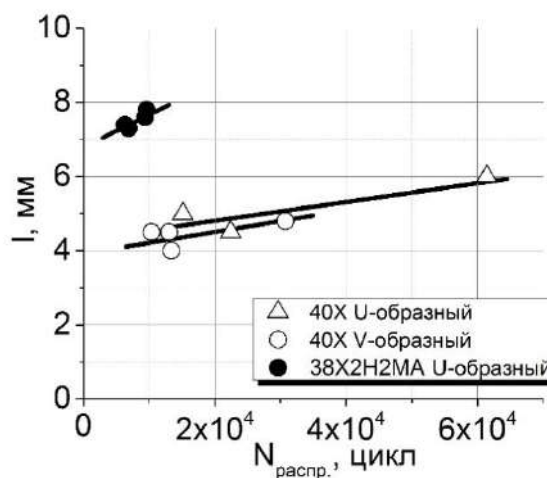


Рис. 5. Зависимость длины усталостной зоны l_f на поверхности изломов от количества циклов нагружения $N_{распр}$, затраченных на распространение усталостной трещины в стали 40Х (светлые точки) и 38Х2Н2МА (темные точки). Образцы с U-образным концентратором (круглые точки) и с V-образным концентратором (треугольные точки)

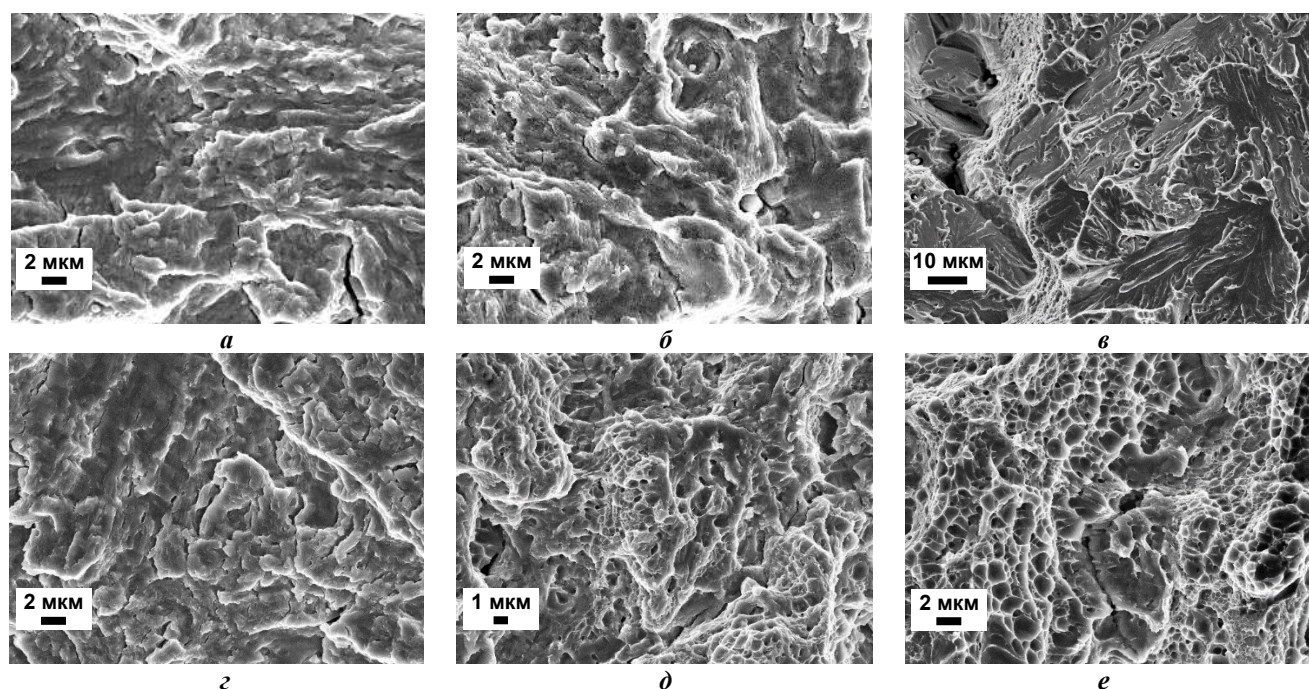


Рис. 6. Микрорельеф усталостных изломов стали 40X (а–в) и 38X2H2MA (з–е) вблизи очага разрушения (а, з), вблизи зоны долома (б, д) и в зоне долома (в, е). а, б, з–е – $\times 3000$; в – $\times 1000$

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Сталь 40X обладает более высокой твердостью и прочностными свойствами при растяжении, однако более низкой пластичностью по сравнению со сталью 38X2H2MA. На примере стали 40X показано, что форма концентратора напряжения в образцах оказывает существенное влияние на время до зарождения усталостной трещины. После образования усталостной трещины кинетика ее распространения не зависит от формы концентратора напряжения. Прямолинейные участки кинетических диаграмм усталостного разрушения сталей 40X и 38X2H2MA практически полностью совпадают между собой, хотя коэффициент n в уравнении Пэриса для стали 38X2H2MA несколько выше, чем для стали 40X. Последнее свидетельствует о большей чувствительности стали 38X2H2MA к циклическим перегрузкам. С другой стороны, макро- и микрофрактографические исследования показали, что распространение усталостной трещины в стали 38X2H2MA связано с более вязким механизмом разрушения, чем в стали 40X. В целом низколегированная сталь 40X по своим усталостным характеристикам не уступает среднелегированной стали 38X2H2MA.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- McEvily A.J. Metal Failures: Mechanisms, Analysis, Prevention. Hoboken: John Wiley & Sons, 2002. 324 p.
- Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007. 264 с.
- Штремель М.А. Разрушение. В 2-х кн. Кн. 2. Разрушение структур. М.: МИСиС, 2015. 976 с.
- Научные основы повышения малоциклового усталости / под ред. Н.А. Махутова. М.: Наука, 2006. 624 с.
- Школьник Л.М. Скорость роста трещин и живучесть металла. М.: Metallurgy, 1973. 215 с.
- Терентьев В.Ф. Усталость металлов. М.: Наука, 2015. 312 с.
- Пахмурский В.И., Левицкий М.О., Микитишин С.И. Долговечность до зарождения усталостной трещины и скорость ее роста в сталях 08кп и У8 // Физико-химическая механика материалов. 1975. Т. II. № 4. С. 41–44.
- Черепанов Г.П. Механика разрушения. Ижевск: ИКИ, 2012. 872 с.
- Кочаньда С. Усталостное растрескивание металлов. М.: Metallurgy, 1990. 622 с.
- Lin W. Nano Mechanics and Materials. Theory: Multiscale Methods and Applications. Hoboken: John Wiley & Sons, 2006. 368 p.
- Ильющенко А.Ф., Маркова Л.В., Чекан В.А., Фомихина И.В., Коледа В.В. Атлас производственных разрушений различных конструкций. Минск: Белорусская наука, 2017. 313 с.
- Estrin Y., Vinogradov A. Fatigue behaviour of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview // International Journal of Fatigue. 2010. Vol. 32. № 6. P. 898–907.
- Клевцов Г.В., Бобрук Е.В., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Валиев Р.З. Прочность и механизмы разрушения объемных наноструктурированных металлических материалов. Уфа: РИК УГАТУ, 2016. 240 с.
- Штремель М.А. Разрушение. В 2-х кн. Кн. 1. Разрушение материалов. М.: МИСиС, 2014. 670 с.
- РД 50-345-82. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушений) при циклическом нагружении. М.: Издательство стандартов, 1983. 96 с.

16. Paris P.A., Erdogan F.A. Critical analysis of crack propagation laws // *Trans ASME*. 1963. № 4. P. 582–594.
17. Ярема С.Я. Исследования роста усталостных трещин и кинетические диаграммы усталостного разрушения // *Физико-химическая механика материалов*. 1977. Т. 13. № 4. С. 3–19.
18. Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А. Прочность и механизм разрушение наноструктурированных легких сплавов при циклическом нагружении // *Вестник Тамбовского университета*. Серия: Естественные и технические науки. 2015. Т. 20. № 1. С. 85–91.
19. Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука, 2008. 334 с.
20. Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К., Клевцова Н.А., Хафизова Э.Д., Мерсон Е.Д., Пигалева И.Н. Кинетика и механизм усталостного разрушения алюминиевого сплава АК4-1 в субмикросталлическом состоянии // *Деформация и разрушение материалов*. 2014. № 1. С. 22–26.
10. Lin W. *Nano Mechanics and Materials. Theory: Multiscale Methods and Applications*. Hoboken, John Wiley & Sons Publ., 2006. 368 p.
11. Pyushchenko A.F., Markova L.V., Chekan V.A., Fomikhina I.V., Koleda V.V. *Atlas proizvodstvennykh razrusheniy razlichnykh konstruktсий* [Atlas of industrial destructions of various structures]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2017. 313 p.
12. Estrin Y., Vinogradov A. Fatigue behaviour of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview. *International Journal of Fatigue*, 2010, vol. 32, no. 6, pp. 898–907.
13. Klevtsov G.V., Bobruk E.V., Semenova I.P., Klevtsova N.A., Valiev R.Z. *Prochnost i mekhanizmy razrusheniya obemnykh nanostrukturirovannykh metallicheskiykh materialov* [Durability and fracture mechanisms of three-dimensional nanostructured metallic materials]. Ufa, RIK UGATU Publ., 2016. 240 p.
14. Shtremel M.A. *Razrushenie. V 2-kh kn. Kn. 1. Razrushenie materialov* [Fracture. The destruction of materials]. Moscow, MISiS Publ., 2014. Kn. 1, 670 p.
15. RD 50-345-82. *Metodicheskie ukazaniya. Raschety i ispytaniya na prochnost. Metody mekhanicheskikh ispytaniy metallov. Opredelenie kharakteristik treshchinostoykosti (vyazkosti razrusheniy) pri tsiklicheskoy nagruzhennii* [RD 50-345-82: Methodical Instructions. Calculations and Strength Tests. Methods of Mechanical Testing of Metals. The Definition of Characteristics of Crack Resistance (Fracture Toughness) under Cyclic Loading]. Moscow, Izdatelstvo standartov Publ., 1983. 96 p.
16. Paris P.A., Erdogan F.A. Critical analysis of crack propagation laws. *Trans ASME*, 1963, no. 4, pp. 582–594.
17. Yarema S.Ya. The study of the fatigue crack growth and kinetic diagrams of the fatigue fracture. *Fiziko-khimicheskaya mekhanika materialov*, 1977, vol. 13, no. 4, pp. 3–19.
18. Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Klevtsova N.A. Strength and fracture mechanism of nanostructured light materials under cyclic loading. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennye i tekhnicheskie nauki*, 2015, vol. 20, no. 1, pp. 85–91.
19. Botvina L.R. *Razrushenie: kinetika, mekhanizmy, obshchie zakonomernosti* [Destruction: kinetics, mechanisms, and general regularities]. Moscow, Nauka Publ., 2008. 334 p.
20. Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Klevtsova N.A., Khafizova E.D., Merson E.D., Pigaleva I.N. The kinetics and fatigue fracture mechanism of the AK4-1 aluminum alloy in the sub-microcrystalline state. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2014, no. 1, pp. 22–26.

REFERENCES

1. McEvily A.J. *Metal Failures: Mechanisms, Analysis, Prevention*. Hoboken, Wiley & Sons Publ., 2002. 324 p.
2. Klevtsov G.V., Botvina L.R., Klevtsova N.A., Limar L.V. *Fraktodiagnostika razrusheniya metallicheskiykh materialov i konstruktсий* [Fractodiagnosics of fracture of metal materials and constructions]. Moscow, MISiS Publ., 2007. 264 p.
3. Shtremel M.A. *Razrushenie. V 2-kh kn. Kn. 2. Razrushenie struktur* [Fracture. books. Structural fracture]. Moscow, MISiS Publ., 2015. Kn. 2, 976 p.
4. Makhutov N.A., ed. *Nauchnye osnovy povysheniya malotsiklovoy ustalosti* [Scientific foundations of increasing low-cycle fatigue]. Moscow, Nauka Publ., 2006. 624 p.
5. Shkolnik L.M. *Skorost rosta treshchin i zhivuchest metalla* [Cracks growth rate and metal durability]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 215 p.
6. Terentev V.F. *Ustalost metallov* [Fatigue of metals]. Moscow, Nauka Publ., 2015. 312 p.
7. Pakhmurskiy V.I., Levitskiy M.O., Mikitishin S.I. Life duration to the fatigue crack initiation and the rate of its growth in the 80kp and U8 steels. *Fiziko-khimicheskaya mekhanika materialov*, 1975, vol. II, no. 4, pp. 41–44.
8. Cherepanov G.P. *Mekhanika razrusheniya* [Mechanics of brittle fracture]. Izhevsk, IKI Publ., 2012. 872 p.
9. Kotsanda S. *Ustalostnoe rastreskivanie metallov* [Fatigue cracking of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990. 622 p.

**THE KINETICS AND MECHANISM OF THE FATIGUE FRACTURE
OF SAMPLES OF 40H AND 38H2N2MA STEELS**

© 2019

G.V. Klevtsov, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,
Acting Head of Chair “Nanotechnologies, Materials Science and Mechanics”

D.L. Merson, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics),
Director of the Research Institute of Progressive Technologies

N.A. Klevtsova, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor,
professor of Chair “Nanotechnologies, Materials Science and Mechanics”

E.D. Merson, PhD (Physics and Mathematics),
senior researcher of the Research Institute of Progressive Technologies

M.L. Linderov, PhD (Physics and Mathematics),
senior researcher of the Research Institute of Progressive Technologies

S.V. Zasytkin, student

A.V. Bondarenko, student

Togliatti State University, Togliatti (Russia)

Keywords: 40H steel; 38H2N2MA steel; fatigue fracture; fracture; fracture kinetics and mechanism.

Abstract: It is known that the most of breakdown fractures of the structures or machine parts are related either to the fatigue fracture or brittle fracture caused by the fatigue crack. For this reason, to reduce the possibility of the fatigue crack initiation and development, the expensive medium and highly alloyed steels are often used. This paper presents the comparative analysis of the parameters of the fatigue fracture of samples of low alloyed 40H steel and medium alloyed 38H2N2MA steel.

The fatigue tests of 10×15×80 mm prism samples made of 40H steel with the U- and V-shaped stress concentrators and of 38H2N2MA steel samples with the U-shaped stress concentrator were carried out on the *Instron* 8802 installation at the temperature of 20 °C according to the three-point bending scheme with $\nu=10$ Hz, $R=0.1$ and various ΔP values. Steels were tested after the quenching in oil and the subsequent heating to 300 °C. The microrelief of fractures was studied using the *SIGMA* scanning electron microscope of the *ZEISS* Company.

It is identified that the stress concentrator shape in the samples influences significantly the time to the fatigue crack initiation. The straight-line section of the kinetic diagrams of the fatigue fracture of 40H and 38H2N2MA steels almost completely coincide, although the coefficient n in the Paris's equation for the 38H2N2MA steel is slightly higher than for the 40H steel. The microfractographic studies have shown that the propagation of a fatigue crack in the 38H2N2MA steel was associated with the more ductile fracture mechanism than in the 40H steel. Thus, it is determined that the low alloyed 40H steel is equal to the medium alloyed 38H2N2MA steel in its fatigue characteristics.