

УДК 669.14:620.1

DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-118-124

*М.Р. Орлов¹, А.М. Терехин², Л.В. Морозова¹, П.Л. Журавлева¹, С.А. Наприенко¹***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ 20Х3МВФ СО СТРУКТУРОЙ ФЕРРИТА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ**

Исследовано влияние холодной пластической деформации стали 20Х3МВФ в отожженном состоянии на структуру, механические характеристики и механизм разрушения феррита. Установлено, что повышение степени пластической деформации феррита сопровождается снижением значений ударной вязкости КСУ и КСТ, повышением твердости, увеличением микронапряжений и уменьшением размеров областей когерентного рассеяния и не оказывает влияния на механизм разрушения стали как при статическом, так и при циклическом нагружении.

Ключевые слова: сталь 20Х3МВФ, феррит, бейнит, мартенсит, пластическая деформация, транскристаллитный квазискол, фрактографический анализ, рентгеноструктурный фазовый анализ.

The influence of cold plastic deformation of 20H3MVF steel in annealed condition on structure, mechanical properties and fracture mechanism of ferrite was investigated. It was found that an increase of ferrite plastic deformation degree is accompanied by a decrease in the values of impact toughness KCU and KCT, an increase of hardness and microstresses and a decrease of coherent scattering areas and does not affect a mechanism of steel failure both under static and cyclic loading.

Keywords: steel 20H3MVF, ferrite, bainite, martensite, plastic deformation, transcrystallite kvaziskol, fractographic analysis, X-ray phase analysis.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное унитарное предприятие «Научно-производственный центр газотурбостроения „Салют”» [Federal state unitary enterprise «Gas-turbine engineering research and production center „Salut”»] E-mail: info@salut.ru

Введение

Установление причин разрушения конических шестерен редуктора центрального привода ГТД и разработка на основании результатов исследований мероприятий по доводке их конструкции и совершенствованию производства в сочетании с разработкой перспективных материалов и технологий авиационного назначения являются основой обеспечения безопасной эксплуатации и увеличения ресурса авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) [1–3].

Обеспечение конструктивной прочности зубчатых венцов и контактной выносливости эвольвентной поверхности профиля зубцов достигается сочетанием технологий химико-термической и термической обработки конических шестерен с получением структуры отпущенного мартенсита в сердцеvine деталей [4, 5].

Фрактографические исследования эксплуатационных разрушений шестерен редуктора центрального привода авиационного газотурбинного двигателя (ГТД) из стали 20Х3МВФ со структурой отпущенного мартенсита методами оптической и растровой электронной микроскопии выявили наличие в статических зонах изломов шестерен участков квазискола

[6], характерных для статического разрушения феррита [7] и бейнита [8].

Энергоемкость процесса разрушения бейнита по механизму квазискола существенно уступает энергоемкости вязкого ямочного механизма разрушения мартенсита отпуска комплексно-легированных среднеуглеродистых сталей при одинаковых прочностных характеристиках [9, 10]. Легирование никелем повышает энергоемкость процесса разрушения комплексно-легированных конструкционных сталей со структурой бейнита и мартенсита, не изменяя механизм их разрушения [11].

Фрактографический анализ механизмов разрушения сталей в различном структурном состоянии в сопоставлении с характеристиками прочности, пластичности и энергоемкости процесса разрушения показывает [7–11], что разрушение вследствие квазискола существенно снижает конструкционную прочность сталей. В этой связи задача повышения работоспособности шестерен редуктора центрального привода ГТД может быть решена путем исключения квазихрупкого механизма разрушения конструкционных сталей.

Согласно научным представлениям, развиваемым профессором С.И. Кишкиной, проблема сни-

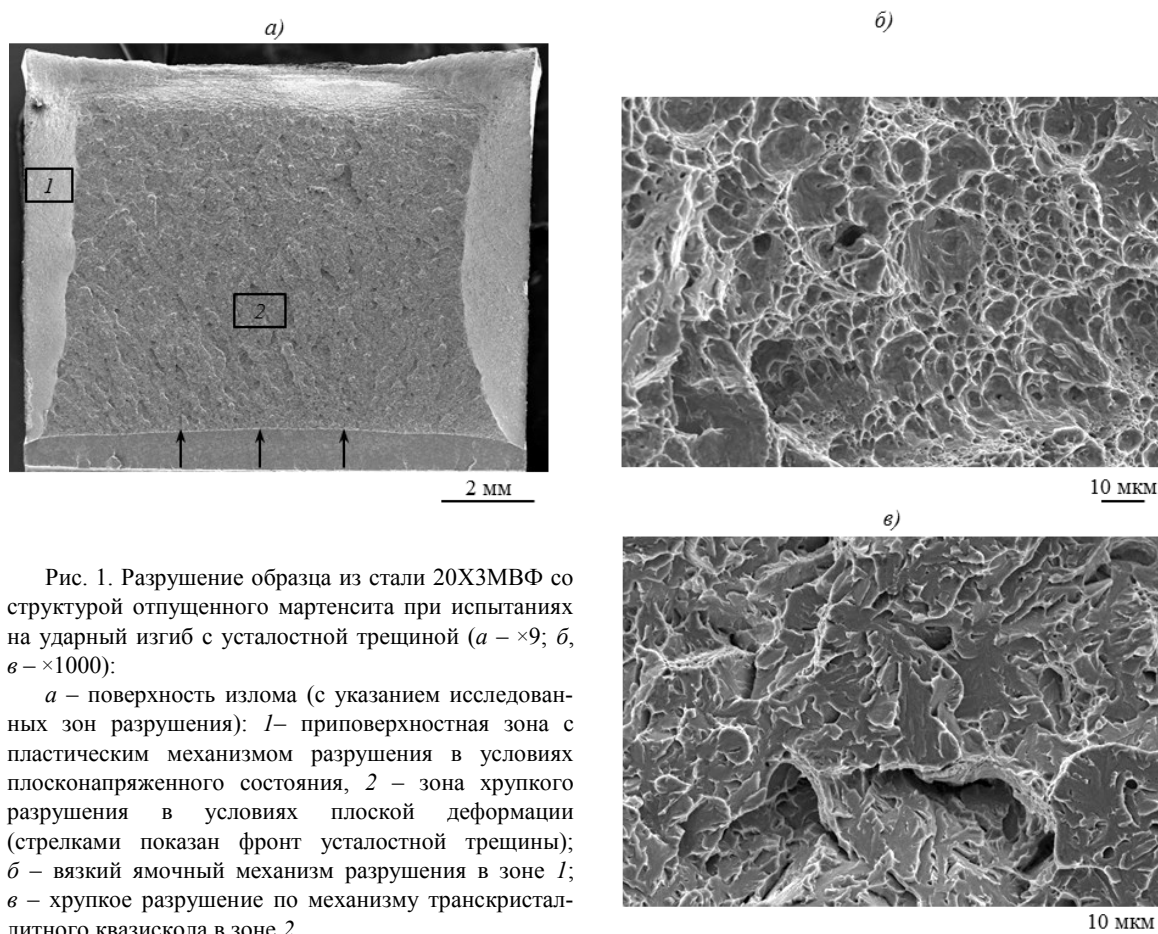


Рис. 1. Разрушение образца из стали 20X3МВФ со структурой отпущенного мартенсита при испытаниях на ударный изгиб с усталостной трещиной (*a* – $\times 9$; *b*, *c* – $\times 1000$):

a – поверхность излома (с указанием исследованных зон разрушения): 1 – приповерхностная зона с пластическим механизмом разрушения в условиях плосконапряженного состояния, 2 – зона хрупкого разрушения в условиях плоской деформации (стрелками показан фронт усталостной трещины); *b* – вязкий ямочный механизм разрушения в зоне 1; *c* – хрупкое разрушение по механизму транскристаллитного квазискола в зоне 2

жения порога хладноломкости стали (температуры вязко-хрупкого перехода) может быть решена путем повышения содержания углерода, а также применения холодной пластической деформации, повышающей плотность дислокаций, что препятствует реализации механизма квазискола по кристаллографическим плоскостям плотной упаковки [12].

Подтверждением представлений о влиянии пластической деформации на механизм разрушения стали является реализация вязкого механизма разрушения приповерхностных зон образцов с хрупким механизмом транскристаллитного квазискола центральных зон (рис. 1). Образование в изломах образцов, испытанных при растяжении и ударном изгибе, приповерхностных зон с вязким ямочным механизмом разрушения обусловлено реализацией объемной пластической деформации, предшествующей разрушению, в условиях плосконапряженного состояния поверхности. Хрупкое разрушение центральных зон образцов обусловлено стеснением пластической деформации внутренних объемов образцов, находящихся в условиях трехосного растяжения.

В соответствии с вышеизложенным цель данной работы заключалась в исследовании влияния холодной пластической деформации стали

20X3МВФ в отожженном состоянии на структуру феррита, его механические характеристики и механизм разрушения при статическом нагружении.

Материалы и методы

Объектом исследований является сталь 20X3МВФ после термической обработки:

– закалка и отпуск по режиму: аустенитизация при температуре 910°C в течение 30 мин, охлаждение в масле, отпуск при температуре 300°C в течение 3 ч, охлаждение на воздухе;

– нормализация по режиму: аустенитизация при температуре 950°C в течение 2 ч, охлаждение с печью до 200°C , далее охлаждение на воздухе, отпуск при 670°C , в течение 2 ч, охлаждение на воздухе.

Анализ химического состава стали 20X3МВФ выполнили методом оптико-эмиссионного спектрального анализа на приборе ARL4460 на соответствие требованиям ГУ14-1-2090-77 (табл. 1).

Пластическую деформацию образцов из стали 20X3МВФ в нормализованном состоянии выполнили при $\epsilon=5-32\%$ на гидравлическом прессе при комнатной температуре.

Определение ударной вязкости (КСУ и КСТ) образцов из стали 20X3МВФ с различной степенью пластической деформации выполнили на ко-

Таблица 1

Химический состав стали 20Х3МВФ

Сталь	Содержание элементов, % (по массе)									
	C	Si	Cr	Mo	W	V	Mn	Ni	P	S
20Х3МВФ	0,19	0,24	3,05	0,4	0,48	0,67	0,33	0,24	0,02	0,008
Требования по ТУ	0,15–0,2	0,17–0,37	2,8–3,3	0,35–0,55	0,3–0,5	0,6–0,85	0,25–0,5	<0,5	<0,03	<0,025

Таблица 2

Механические и структурные параметры стали 20Х3МВФ

Степень холодной пластической деформации ϵ , %	KCU	KCT	Твердость HV	Микроискажения кристаллической решетки ϵ_m , %	Область когерентного рассеяния D, нм
	кДж/м ²				
Сталь со структурой отпущенного мартенсита					
Исходное состояние*	810	135	375	12,9	12,5
Сталь со структурой феррита					
Исходное состояние*	3710	800	185	0,7	12,2
5	3100	410	215	4,2	19,1
12	3000	160	230	4,4	16,2
22	1260	120	235	4,9	17,2
32	650	110	250	5,6	15,5

*После термообработки.

пре РН300-СНУ (табл. 2). Положение концентраторов напряжений на образцах для испытаний при ударном изгибе ориентировано параллельно плоскости плит гидравлического пресса при пластической деформации заготовок.

Твердость (HV) образцов из стали 20Х3МВФ с различной степенью пластической деформации определяли на микротвердомере VMHT фирмы Leica с нагрузкой 100 г.

Выращивание усталостных трещин в образцах стали 20Х3МВФ для определения ударной вязкости (KCT) выполняли на резонансной испытательной машине CRACKTRONIC при высокочастотном нагружении ($F=110-130$ Гц) с коэффициентом асимметрии цикла нагружения $R=0,1$ и величиной амплитудных напряжений $\sigma_{max}=550$ МПа; $\sigma_{min}=55$ МПа [13–15].

Микроструктурные и фрактографические исследования образцов из стали 20Х3МВФ выполнили методами оптической и растровой электронной микроскопии (РЭМ) на оптическом микроскопе DM IRM и растровом электронном микроскопе JSM-6490LV соответственно.

Рентгеноструктурные исследования величины микроискажений кристаллической решетки и размера областей когерентного рассеяния (ОКР) рентгеновского излучения образцов из стали 20Х3МВФ со структурой отпущенного мартенсита и феррита с различной степенью пластической деформации выполнили методом рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре D/MAX-2500. Рентгеновская съемка выполнена при монохроматическом $Cu K_{\alpha}$ -излучении при рабочих параметрах рентгеновской трубки: напряжение 40 кВ, ток 200 мА. Расшифровка дифрактограмм проведена с помощью программы Jade5 и базы данных PDF2.

Влияние степени холодной пластической деформации на свойства и механизм разрушения стали 20Х3МВФ со структурой феррита и мартенсита отпуска

Степень холодной пластической деформации заготовок образцов из стали 20Х3МВФ со структурой феррита, результаты определения ударной вязкости (KCU, KCT), значений твердости (HV), величины микроискажений кристаллической решетки (ϵ_m) и размеров ОКР в сравнении с аналогичными характеристиками образцов из стали со структурой отпущенного мартенсита представлены в табл. 2.

Микроструктура образцов из стали 20Х3МВФ со структурой мартенсита и феррита в исходном состоянии ($\epsilon=0\%$) и после холодной пластической деформации ($\epsilon=32\%$) представлена на рис. 2. В результате исследований установлено, что после стандартной термической обработки (закалка+отпуск) структура стали 20Х3МВФ представлена пакетным мартенситом (см. рис. 2, а), в котором выделившиеся частицы цементита ориентированы вдоль пластин мартенсита. Разрушение стали реализуется по механизму квазискола (см. рис. 2, б), при этом фасетки квазискола ориентированы вдоль пластин мартенсита и по размеру соответствуют пакетам мартенсита (10–30 мкм).

После отжига сталь 20Х3МВФ приобретает структуру рекристаллизованного феррита с размером зерна 20–60 мкм. Частицы цементита располагаются преимущественно по границам ферритных зерен (см. рис. 2, в). Разрушение стали также происходит по хрупкому механизму квазискола по плоскостям наиболее плотной упаковки феррита $\{011\}$. Размер фасеток квазискола соответствует размеру зерна феррита.

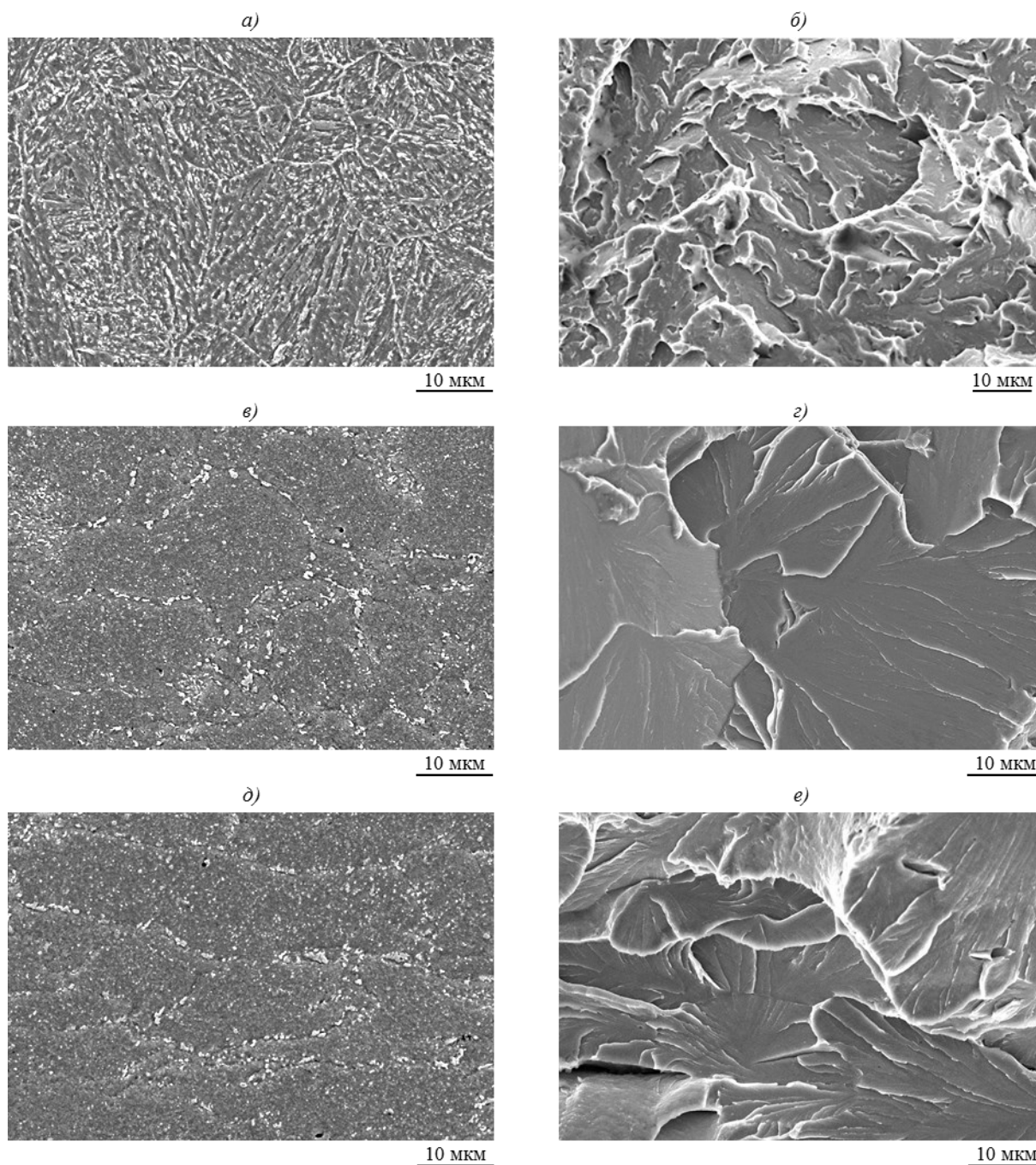


Рис. 2. Микрошлифы после травления в 5%-ном растворе HNO_3 в этиловом спирте (а, в, д) и изломы (б, з, е) образцов из стали 20Х3МВФ со структурой отпускаемого мартенсита (а, б), рекристаллизованного феррита (в, з) и рекристаллизованного феррита с последующей холодной деформацией при $\epsilon=32\%$ (д, е)

В процессе холодной осадки заготовок образцов из стали 20Х3МВФ (со структурой феррита) происходит деформирование ферритных зерен, заключающееся в уменьшении их высоты в направлении приложенного усилия и увеличении размеров в плоскости разреза штамповых плит гидравлического пресса (см. рис. 2, д). После холодной пластической деформации (при $\epsilon=5\text{--}32\%$) в структуре феррита не наблюдается полос сколь-

жения. Разрушение стали 20Х3МВФ со структурой деформированного феррита реализуется по механизму квазискола, при этом размер и форма фасеток квазискола соответствуют размеру и форме зерна феррита (см. рис. 2, е).

Для оценки параметров тонкой структуры $\alpha\text{-Fe}$ стали 20Х3МВФ в составе отпускаемого мартенсита и феррита (с различной степенью деформации), области когерентного рассеяния (размера

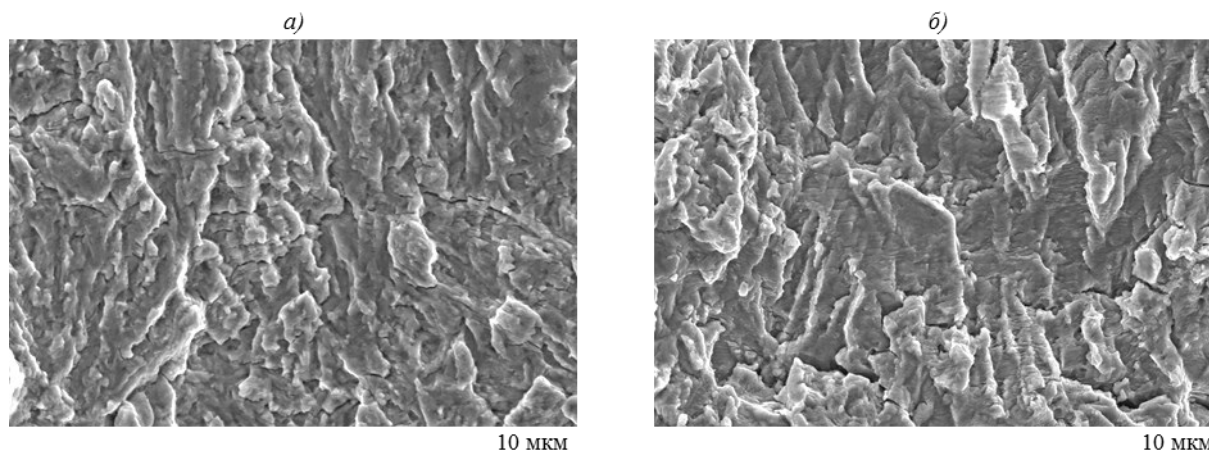


Рис. 3. Усталостное разрушение стали 20X3МВФ со структурой отпускаемого мартенсита (а) и рекристаллизованного феррита (б) при высокочастотном нагружении ($F=110-130$ Гц) с коэффициентом асимметрии цикла нагружения $R=0,1$

субзерен) и величины микроискажений кристаллической решетки, определяющих уровень механических свойств и механизм разрушения, использовали рентгеновский метод Вильямсона–Холла, основанный на соотношении [16]:

$$\beta \cos \theta = \frac{\lambda K}{D} + 4\epsilon_m \cdot \sin \theta,$$

где β – физическое уширение дифракционного максимума; λ – длина волны $\text{Cu } K_\alpha$ -излучения, равная 0,15405 нм; D – размер ОКР; K – фактор формы (обычно равен 0,9); θ – угол Брегга; ϵ_m – величина микроискажений кристаллической решетки α -Fe или напряжения 2-го рода, вызванные дефектами структуры (дислокациями).

Для реализации метода была выполнена съемка образцов в диапазоне сканирования углов 2θ – с 30 до 145 град. В данном диапазоне находятся шесть рентгеновских линий α -Fe: 110; 200; 211; 220; 310 и 222. Для этих линий определяли угловые положения 2θ и уширения дифракционных рефлексов B .

С целью определения физического уширения, обусловленного дефектностью структуры α -Fe, из экспериментальных значений полуширины дифракционных рефлексов B вычитали инструментальное уширение b по формуле $\beta=B-b$. Инструментальное уширение b в зависимости от угла дифракции определяли экспериментально при помощи эталона – порошка LaB_6 .

В построении Вильямсона–Холла экспериментальные данные приводятся в координатах $\sin^2\theta - \beta \cos \theta$, для которых методом наименьших квадратов рассчитывали значения $\lambda K/D$ и $4\epsilon_m$ (как коэффициенты линейной аппроксимации), по которым определили размер ОКР и величину ϵ_m . Погрешности искомых значений рассчитывали по рассеянию экспериментальных данных относительно аппроксимирующей прямой.

Полученные значения микроискажений кристаллической решетки и области когерентного рассеяния (ОКР) α -Fe для образцов из стали 20X3МВФ со структурой мартенсита отпуска и феррита с различной степенью деформации представлены в табл. 2. Видно, что размер ОКР для образцов из стали 20X3МВФ со структурой мартенсита отпуска и холоднодеформированного феррита находится в пределах 12–20 нм и не коррелирует с характеристиками ударной вязкости и твердости, а также со степенью пластической деформации. Величина микроискажений ϵ_m кристаллической решетки α -Fe коррелирует с механическими характеристиками стали 20X3МВФ и со степенью пластической деформации феррита. Следует отметить, что твердость и величина микроискажений кристаллической решетки α -Fe отпускаемого мартенсита значительно превосходят эти показатели для феррита после холодной пластической деформации (при $\epsilon=32\%$).

По результатам выполненных исследований установлено, что в исследованном диапазоне значений холодной пластической деформации рекристаллизованного феррита происходит значительное снижение ударной вязкости (KCU и KCT) и повышение твердости стали 20X3МВФ. При этом хрупкий механизм транскристаллитного квазискола остается неизменным.

Фрактографическое исследование зоны развития усталостных трещин в образцах, испытанных на ударную вязкость (KCT), показало, что механизм усталостного разрушения стали 20X3МВФ со структурой феррита при различной величине холодной пластической деформации также остается неизменным и соответствует усталостному механизму разрушения стали со структурой отпускаемого мартенсита (рис. 3).

Результаты

Исследования влияния холодной пластической деформации на механизм разрушения показали, что для стали 20Х3МВФ проблема снижения порога хладноломкости феррита не может быть решена путем применения пластической деформации в пределах значений – до 32%.

Пластическая деформация рекристаллизованного феррита сопровождается повышением величины микроискажений кристаллической решетки ϵ_m , значение которой при этом не превосходит значений ϵ_m для стали со структурой мартенсита отпуска, также разрушающегося по механизму квазискола.

В связи с тем, что применение холодной пластической деформации для стали со структурой рекристаллизованного феррита с целью повышения плотности дислокаций, препятствующих реализации механизма квазискола, не позволило повысить температуру вязко-хрупкого перехода стали 20Х3МВФ (выше температуры хрупкого разрушения мартенсита отпуска), альтернативное решение этой проблемы лежит в направлении повышения содержания углерода в стали, применяемой для изготовления конических шестерен редуктора центрального привода ГТД.

Исследования механических характеристик и механизмов разрушения среднеуглеродистых комплексно-легированных (улучшаемой 30ХГСА, высокопрочной 38ХН3МА [9, 10] и теплостойкой 37Х2Н3М2Ф [17]) сталей со структурой мартенсита после высокого и низкого отпуска, в широком диапазоне значений твердости (от 30 до 50 HRC) показывают, что все они имеют вязкий (ямочный) механизм разрушения. Это позволяет

рассматривать их применение [18] для решения проблем повышения конструкционной прочности и надежности конических шестерен центрального привода ГТД, подвергаемых химико-термической обработке контактных поверхностей профиля зубцов.

Обсуждение и заключения

Исследовано влияние холодной пластической деформации стали 20Х3МВФ в отожженном состоянии на структуру, механические характеристики и механизм разрушения феррита. Показано, что основным механизмом разрушения стали 20Х3МВФ со структурой отпущенного мартенсита и феррита является транскристаллитный квазискол.

Установлено, что повышение степени пластической деформации феррита сопровождается снижением значений ударной вязкости (KCU и KCT), повышением твердости, увеличением микронапряжений и не оказывает влияния на механизм разрушения стали 20Х3МВФ как при статическом, так и циклическом нагружении.

Согласно научным представлениям, развиваемым профессором С.И. Кишкиной, проблема снижения порога хладноломкости может быть решена путем повышения содержания углерода в составе стали для конических шестерен центрального привода ГТД. В этой связи представляется целесообразным рассмотреть вопрос применения улучшаемых, высокопрочных или теплостойких сталей взамен цементуемых сталей – для изготовления высоконагруженных конических шестерен центрального привода ГТД.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
2. Каблов Е.Н. Конструкционные и функциональные материалы – основа экономического и научно-технического развития России //Вопросы материаловедения. 2006. №1. С. 64–67.
3. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
4. Громов В.И., Курпякова Н.А., Седов О.В., Коробова Е.Н. Вакуумная и ионно-плазменная химико-термическая обработка ответственных деталей газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 147–156.
5. Способ химико-термической обработки деталей из конструкционных сталей: пат. 2358019 Рос. Федерация; опубл. 10.06.2009. Бюл. 2009. №16. С. 1.
6. Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Морозова Л.В. Исследование усталостного разрушения конических шестерен редуктора центрального привода газотурбинного двигателя, изготовленных из стали 20Х3МВФ //Деформация и разрушение материалов. 2014. №7. С. 18–26.
7. Энгель Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справочник; Пер. с нем. М.: Металлургия. 1986. 232 с.
8. Тишаев С.И., Орлов М.Р., Колесников В.А. О природе «бейнитной» хрупкости вторичнотвердеющих сталей //Известия АН СССР. Металлы. 1985. №4. С. 143–149.
9. Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Громов В.И. Замедленное разрушение стали 38ХН3МА в процессе длительной эксплуатации //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 5–12.
10. Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Громов В.И. Развитие механизмов водородной и бейнитной хрупкости конструкционной стали в процессе эксплуатации крупногабаритных конструкций //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 88–93.
11. Тишаев С.И., Орлов М.Р., Дегтярев В.Н. Влияние никеля и марганца на «бейнитную» хрупкость вто-

- ричнотвердеющих Cr–Mo–V сталей //Известия АН СССР. Металлы. 1986. №1. С. 157–164.
12. Ратнер С.И. Разрушение при повторных нагрузках. М.: Оборонгиз. 1959. 352 с.
13. Орлов М.Р. Стратегические направления развития Испытательного центра ФГУП «ВИАМ» //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 387–393.
14. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 440–448.
15. Ерасов В.С., Нужный Г.А., Гриневич А.В., Терехин А.Л. Трещиностойкость авиационных материалов в процессе испытания на усталость //Труды ВИАМ. 2013. №10. Ст. 06 (viam-works.ru).
16. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСиС. 2002. 131 с.
17. Тишаев С.И., Орлов М.Р. Новая сталь для тяжело-нагруженных крупногабаритных молотовых и пресовых штампов горячего деформирования /В сб. Новые марки инструментальных и подшипниковых сталей. М.: Металлургия. 1986. С. 72–82.
18. Тарасенко Л.В., Титов В.И., Уткина А.Н. Свойства и фазовый состав высокоуглеродистой стали для зубчатых колес авиационной техники //Металлургия машиностроения. 2012. №3. С. 10–14.