

05

Некоторые аспекты микроструктурной поврежденности роторной стали Cr–Mo–V вследствие сверхдлительной эксплуатации

© А.М. Лексовский, Ю.С. Агапов, С.Н. Исаев, Б.Л. Баскин

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: albert.leksowskij@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 24 июля 2018 г.

Наблюдаемая деградация пластичности теплостойкой стали Cr–Mo–V вследствие более чем двадцатилетней эксплуатации при 510 и 300°С обусловлена увеличением микроискажений кристаллической решетки, плотности дислокаций и размеров блоков мозаики. Наибольшее изменение этих микроструктурных характеристик по сравнению с таковыми для исходного состояния отмечено в случае материала, работавшего при 300°С. По данным акустической эмиссии в варианте линейной локации с увеличением напряжений II рода ускоряется образование кластеров — областей локальной взрывной пластической деформации. Процесс кластеризации имеет/должен иметь своим прямым следствием увеличение вероятности зарождения равновесной мезотрешины миллиметрового диапазона.

DOI: 10.21883/PJTF.2018.23.47008.17470

Для сложнолегированных материалов энергооборудования физические процессы, определяющие повреждаемость в условиях ползучести, имеют комплексный характер. Разупрочнение обусловлено одновременным протеканием порообразования, изменением легирования твердого раствора и карбидной фазы, изменением размерных параметров карбидной фазы, скорости деформации ползучести, кинетикой роста и критическим размером трещины в условиях ползучести и др. [1]. Практически эти компоненты повреждаемости не отслеживаются в режиме реального времени, но все они так или иначе влияют на процессы скольжения и сдвиговой деформации, которые и являются при эксплуатации основными микромеханизмами формирования зон

Некоторые микроструктурные характеристики роторной стали в исходном и состаренном состояниях

Структурное состояние	σ_B , МПа	ε , %	σ_{resid} , МПа	$\langle \varepsilon \rangle$, 10^{-3}	$\sigma_{(\varepsilon)}$, МПа	ρ_{total} , 10^{11} cm^{-2}	D , nm
Исходное	730	20–21	–100	1.3	255	4.3	60
Первое (510°C)	600	17.3	–120	1.5	290	4.8	130
Второе (300°C)	690	14.0	–115	1.9	375	7.0	96

концентрации напряжений [2]. Интенсивность всех деградационных процессов в теплонапряженных элементах энергетического оборудования определяется внутрискруктурными фазовыми изменениями, внутренними структурными остаточными напряжениями. Казалось бы, эти вопросы находятся в компетенции рентгеноструктурных методов. Но как отмечалось в [3], решение проблемы микроструктурной поврежденности методами рентгенометрии и высокотемпературной рентгеновской дифракции в российской и зарубежной науке не является предметом широких исследований и основой прогнозирования. Тем не менее в последнее время в некоторых работах [3,4] устойчиво прослеживается корреляция между микроискажениями/внутренними напряжениями и остаточной деформацией как интегральным параметром поврежденности. Выполненное нами ранее именно в этом ключе исследование [5], к сожалению, оказалось одиночным и незамеченным. С учетом изложенного выше далее мы исходим из того, что накопление внутренней энергии (напряжений II рода) может/должно быть в рассматриваемом случае в числе доминирующих механизмов микроразрушения и температурно-силовых (временных) условий их проявления.

С помощью дифрактометра ДРОН-2 были проведены измерения микроструктурных параметров (см. таблицу) тех же образцов стали Cr–Mo–V, при деформировании которых в [6] изучалась акустическая эмиссия (АЭ): в исходном состоянии и после эксплуатации при 510 и 300°C — соответственно первое и второе структурное состояния.

В исходном состоянии образцы имеют остаточные напряжения I рода $\sigma_{resid} = -100$ МПа (сжатие), микродеформацию $\langle \varepsilon \rangle = 1.3 \cdot 10^{-3}$,

внутриструктурные напряжения (II рода) $\sigma_{\langle \varepsilon \rangle} = 255$ МПа, средний размер блоков мозаики $D = 60$ нм и плотность дислокаций $\rho_{total} = 4.3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. После длительной эксплуатации этого материала физико-механические свойства образцов в первом структурном (510°C) и втором структурном (300°C) состояниях характеризуются соответственно следующими параметрами: остаточные напряжения сжатия σ_{resid} составляют -120 и -115 МПа; микродеформация $\langle \varepsilon \rangle$ — $1.5 \cdot 10^{-3}$ и $1.9 \cdot 10^{-3}$; внутриструктурные напряжения (II рода) — 290 и 375 МПа; средний размер блоков — на уровне 130 и 96 нм; плотность дислокаций ρ_{total} — $4.8 \cdot 10^{11}$ и $7.0 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

Из сопоставления этих данных можно видеть, что наблюдается четкая корреляция между снижением пластичности ε (в ряду 20 – 21 , 17.3 и 14.0%) и повышением уровня внутриструктурных напряжений (II рода) $\sigma_{\langle \varepsilon \rangle}$ (в ряду 255 , 290 и 375 МПа) и соответственно повышением плотности дислокаций ρ_{total} (в ряду $(4.3, 4.8, 7.0) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$). То есть, деградация пластичности при эксплуатации при 300°C накапливается быстрее в связи с незначительным отжигом искажений кристаллической решетки по сравнению с работой при 510°C . Дополнительно в этом можно убедиться и по результатам мягкой восстановительной термообработки (550°C , 15 h): предел прочности σ_B для первого структурного состояния вырос с 600 до 640 МПа, разрывная деформация ε увеличилась с 17.3 до 19.4% , а внутриструктурные напряжения $\sigma_{\langle \varepsilon \rangle}$ снизились с 290 до 196 МПа. Для второго структурного состояния предел прочности σ_B вырос с 690 до 710 МПа, разрывная деформация ε увеличилась с 14.0 до 18.1% , а величина $\sigma_{\langle \varepsilon \rangle}$ снизилась с 375 до 255 МПа. Таким образом, уменьшение величины $\sigma_{\langle \varepsilon \rangle}$ приводит к возрастанию пластичности.

В чем именно проявляется деструктурирующая роль больших внутренних напряжений (II рода)? Для ответа на этот вопрос обратимся к результатам работы [6], где сделана попытка использования явления АЭ для изучения возможности характеризовать некоторые особенности поврежденности роторной стали Ст–Мо–V в трех структурных состояниях: исходном и двух других, являющихся следствием эксплуатации в течение более чем двух десятков лет. Использование АЭ в этом контексте обусловлено тем, что в основе явления АЭ лежит локальная взрывная пластическая деформация [7], что неотвратимо ведет к нелинейному перераспределению локальных напряжений и обуславливает мезоструктурные изменения в ближайшем окружении. Выяснилось [6],

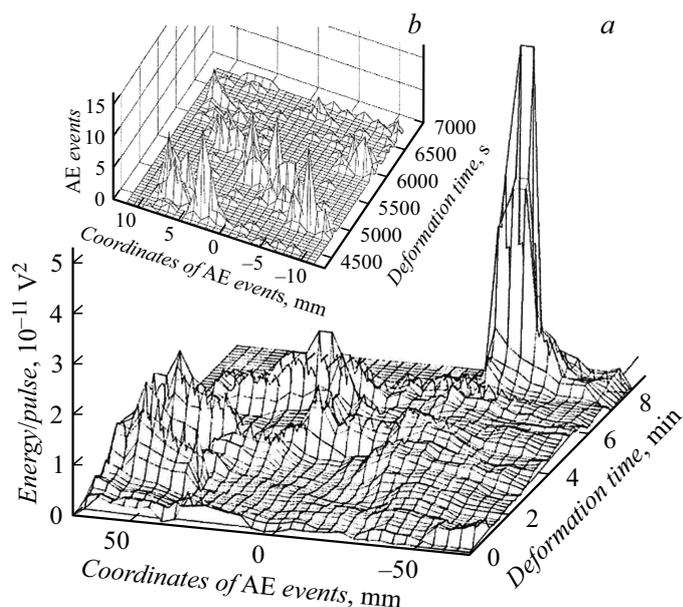


Рис. 1. Развернутое во времени (ось Y) 3D-изображение распределения по длине образца (ось X) энергии АЭ-сигналов (ось Z) для наиболее состаренного структурного состояния (a) и числа сигналов АЭ (ось Z) для модельного композита Al–В (2.5%) (b).

что чем больше деградация пластичности, которая растет по мере накопления внутренней энергии, тем выше интенсивность \dot{N} и средняя амплитуда \bar{A} сигналов АЭ. На рис. 1, a (см. [6]) по результатам линейной локации представлено развернутое во времени (ось Y) 3D-изображение распределения энергии АЭ-сигналов (ось Z) по длине образца (ось X) наиболее состаренного структурного состояния (второго структурного состояния). Можно видеть, что пошагово развернутое во времени по оси Y итоговое акустико-эмиссионное отображение деформирования данного материала не является равномерным ламинарным процессом. Эксперимент фиксирует образование кластеров АЭ с высоким энерговыделением в областях размером 10^2 – $10^4 \mu\text{m}$, провоцирующих по механизму сдвига аналогичный процесс в соседней области с большим эффективным модулем упругости, т.е. имеет место АЭ-проявление

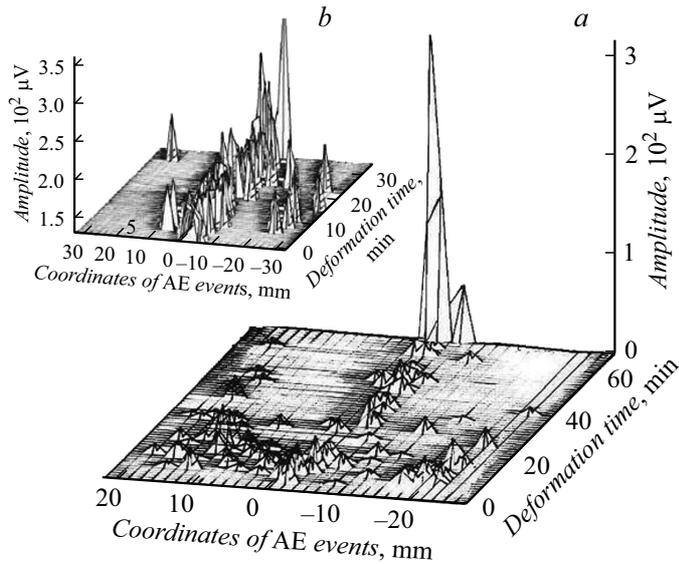


Рис. 2. Развернутое во времени (ось Y) 3D-изображение распределения амплитуды АЭ-сигналов (ось Z) по длине образца (ось X) для первого структурного состояния (a) и для наиболее состаренного структурного состояния (второго структурного состояния) (b).

кластеризации пластической деформации, так же как и в случае (рис. 1, b) модельного композита Al–B(2.5%) [8]. С ростом внутренних напряжений $\sigma_{(e)}$ увеличивается частота появления кластеров. В свою очередь прямым следствием ускоренной кластеризации является увеличение вероятности зарождения равновесной мезотрещины миллиметрового диапазона (линейный размер кластера в рассматриваемом случае $\geq 10 \text{ mm}$), развивающейся до определенного момента со скоростью пластической деформации образца как единого целого.

В опасности второго структурного состояния можно убедиться при сопоставлении 3D-представления АЭ для обоих состаренных состояний при циклическом деформировании при 20°C в условиях мягкого нагружения (длительность цикла $\sim 40 \text{ s}$) с коэффициентом асимметрии цикла, равным нулю, и амплитудой $\sim 0.8\sigma_B$ соответствующего структурного состояния. Циклическое деформирование здесь рассматривает-

ся как „моделирующее“ запуск турбины после плановых/регламентных остановок. На рис. 2, *b* по результатам линейной локации представлено развернутое во времени (ось *Y*) 3D-изображение распределения амплитуды АЭ-сигналов (ось *Z*) по длине образца (ось *X*) наиболее состаренного (второго) структурного состояния ($\sigma_{0,2}^H = 525$ МПа), а рис. 2, *a* — для первого структурного состояния. Можно видеть, что для второго (самого охрупченного) состояния локализация процесса разрушения стартует практически с первых циклов нагружения. В то же время для более пластичного первого структурного состояния процесс локализации наступает спустя $\sim 1/3$ от общего времени циклического деформирования.

Таким образом, вследствие длительной эксплуатации теплостойкой стали Cr–Mo–V при высоких температурах происходит деградация пластичности, которая обусловлена главным образом увеличением микроструктурных напряжений. С ростом этих напряжений ускоряется образование кластеров — областей локальной взрывной пластической деформации. Процесс кластеризации приводит к увеличению вероятности зарождения равновесной мезотрещины миллиметрового диапазона.

Список литературы

- [1] *Петрениа Ю.К.* Физико-механические модели континуальной механики повреждаемости // XXI Петербургские чтения по проблемам прочности. К 100-летию со дня рождения Л.М. Качанова и Ю.Н. Работнова. Сб. материалов. СПб.: Соло, 2014. С. 266–269.
- [2] *Любимова Л.Л., Макеев А.А., Заворин А.С., Ташлыков А.А., Фисенко Р.Н.* // Изв. Томск. политех. ун-та. 2011. Т. 318. № 4. С. 45–48.
- [3] *Любимова Л.Л., Макеев А.А., Заворин А.С., Ташлыков А.А., Фисенко Р.Н.* // Вестн. науки Сибири. [Электронный ресурс]. 2013. № 4(10). С. 19–26. Режим доступа: <http://sjs.tpu.ru/journal/article/view/807>
- [4] *Митюшов А.А., Коровин Д.И., Шувалов С.И.* // Вестн. ИГЭУ. 2012. В. 2. С. 12–15.
- [5] *Исаев С.Н., Лексовский А.М.* Роль микронапряжений в повреждаемости Cr–Mo–V стали и бороалюминия // Физика прочности гетерогенных материалов. Тематический сборник. Л.: ФТИ, 1988. С. 101–109.
- [6] *Лексовский А.М., Исаев С.Н., Баскин Б.Л.* // ЖТФ. 2018. Т. 88. В. 12. С. 1880–1884.
- [7] *Лексовский А.М., Баскин Б.Л., Якушев П.Н.* // ЖТФ. 2015. Т. 85. В. 12. С. 153–155.
- [8] *Лексовский А.М., Абдуманов А., Баскин Б.Л., Тишкин А.П.* // ФТТ. 2013. Т. 55. В. 12. С. 2392–2397.

4* Письма в ЖТФ, 2018, том 44, вып. 23