

10
Некоторые аспекты поврежденности роторной Cr–Mo–V стали вследствие сверхдлительной эксплуатации по данным акустической эмиссии

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

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: albert.leksowski@mail.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 30 мая 2018 г.)

Показано, что накопленные повреждения в исследованной роторной стали после более чем двадцатилетней эксплуатации в условиях ползучести при высоких температурах отражаются на изменении параметров акустической эмиссии (АЭ) по сравнению с исходным структурным состоянием. При статическом деформировании наблюдается образование кластеров АЭ активности в областях размером 10^2 – 10^4 μm , провоцирующих по механизму сдвига аналогичный процесс в соседней области с большим эффективным модулем упругости. То есть имеет место АЭ проявление кластеров пластической деформации.

DOI: 10.21883/JTF.2018.12.46792.213-18

Введение

Для сложнолегированных материалов энергооборудования при прогнозировании ресурса объектов на сверхдлительные сроки эксплуатации (200 000–300 000 h и более) при высоких температурах ($\sim 600^\circ\text{C}$) имеются серьезные неопределенности, связанные с аналитическим описанием механизмов деградации конструкционных материалов [1]. В основе определения ресурса безопасной эксплуатации, по существу, на стадии ускоренной ползучести, которая для Cr–Mo–V теплоустойчивых сталей занимает 80–90% общего времени нагружения, должны лежать данные расчетно-экспериментальных исследований кинетики деформации ползучести, разупрочнения и поврежденности, кинетики трещин [1]. Разупрочнение определяется одновременным протеканием порообразования, изменением легирования твердого раствора, карбидной фазы и ее размерных параметров. 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 концентрации напряжений. В этих зонах фактические напряжения не только достигают предела текучести, но и превышают его и именно развитием этих зон определяется надежность и ресурс энергооборудования [2].

Целью настоящей работы является попытка использования явления акустической эмиссии (АЭ) для изучения возможности характеризовать некоторые особенности поврежденности Cr–Mo–V-роторной стали в трех структурных состояниях — исходном и двух других, являющихся следствием сверхдлительной эксплуатации в течение более чем двух десятков лет. Метод АЭ в силу дискретности всех актов пластической деформа-

ции может служить, как минимум, индикатором формирования потенциально опасных, критических областей/кластеров на фоне ползучести как ламинарного процесса в целом. Акустическая эмиссия является свидетельством взрывной локальной пластической деформации. Дискретная, скачкообразная ползучесть, скорость изменения которой в разы превышала фоновый уровень, обнаружена в высокоориентированных полимерах [3] с помощью метода лазерной интерферометрии на базе очень малых приращений деформации (0.3 μm). В [4] показано, что образование микротрещин размером ~ 100 μm (при разрыве волокна в модельном образце) вызывают мощные кратковременные всплески скорости ползучести, которые в ряде случаев превышают в 10^2 – 10^3 раз „фоновый“ уровень порядка долей $\mu\text{m/s}$. Провокативный эффект рождения микро (мезо) трещины обусловлен взрывообразным характером освобождения латентной энергии, запасенной в конкретном локальном объеме. Об этом свидетельствует превышающий на порядки всплеск скорости ползучести образца.

По существу АЭ является методом, вскрывающим факт нелинейного перераспределения внутренних структурных напряжений и, соответственно, изменения локального структурно-напряженного состояния. Мотивом/стимулом обращения к этой теме послужила констатация [1] возрастающей/неослабевающей проблематики в неопределенности аналитического описания механизмов деградации конструкционных материалов в энергооборудовании как в нашей стране, так и за рубежом. К тому же в понимании кинетики поврежденности со времени предыдущей нашей публикации [5] по заявленной теме наработан значительный экспериментальный материал в области АЭ исследования микромеханики разрушения [6,7].

Материалы и методика эксперимента

Материал роторной стали перлитного класса 25X1M1ФА (P2MA) был предоставлен физической лабораторией Металлического завода (ОАО „Силовые машины“), совместно с которой выполнялась часть работ [5]. Поковка изготовлялась из слитка электростали. Окончательная термическая обработка производилась после глубокой механической обработки поковки и состояла из двойной нормализации с температуры $980 \pm 10^\circ\text{C}$ с принудительным охлаждением на воздухе и высоким отпуском в течение 15 h при температуре $700 \pm 10^\circ\text{C}$. Микроструктура образцов — это сорбит (отпущенный бейнит) и феррит с размером зерна $\sim 40 \mu\text{m}$. Образцы роторной стали были в трех структурных состояниях — исходном и еще двух других, являющихся следствием сверхдлительной эксплуатации в течение более двух десятков лет. Первая партия образцов изготавливалась из материала той части ротора, где рабочая температура была 510°C , а образцы второй партии — где температура была 300°C . Основной комплекс аппаратуры для изучения АЭ на базе микро-ЭВМ „Электроника-60“ и РС HP-9835A был разработан в ИАЭ им. Курчатова [8]. Аналоговая часть аппаратуры обеспечивает быстроедействие не хуже 10^3 pulse/s , т.е. интервал τ между разрешаемыми импульсами в потоке может быть не менее 1 ms. Динамический амплитудный диапазон не хуже 60 dB; полоса рабочих частот 0.1–1.1 MHz при неравномерности амплитудно-частотной характеристики (АЧХ) $\pm 3 \text{ dB}$; уровень шумов, приведенный ко входу предусилителя — не более $3 \mu\text{V}$. В блоке цифровых данных вычисляются: амплитуда сигналов A (μV), среднее значение амплитуды \bar{A} , число осцилляций (превышений сигналом порога дискриминации), длительность импульса θ (ms), интенсивность \dot{N} (количество сигналов АЭ в единицу времени, N/s), энергия сигнала ($W = V^2\theta$), мощность сигнала \dot{W} ($V^2 \cdot \theta/s$), энергия на импульс (W/pulse), разность времен прихода сигналов к датчикам антенны для определения координаты источника сигнала. Деформирование образцов с размером рабочей части $100 \times 10 \times (2-3) \text{ mm}$ производилось со скоростью 0.22 mm/min при 20°C на машине 1958У-10-1. Два пьезокерамических преобразователя с резонансной частотой $\sim 400 \text{ kHz}$ крепились на рабочей части образца на расстоянии 80–100 mm друг от друга.

Эксперимент и обсуждение результатов

Механические характеристики материала в исходном структурном состоянии: предел прочности $\sigma_B^0 \approx 730 \text{ MPa}$, условный предел текучести $\sigma_{0.2}^0 = 590 \text{ MPa}$, деформация при разрыве $\varepsilon^0 = 20-21\%$, причем наблюдалась большая однородность механических свойств в пределах поковки. На рис. 1 приведены диаграмма деформирования и по ее ходу изменение амплитуды сигналов АЭ образца в исходном структурном состоянии. Можно видеть, что

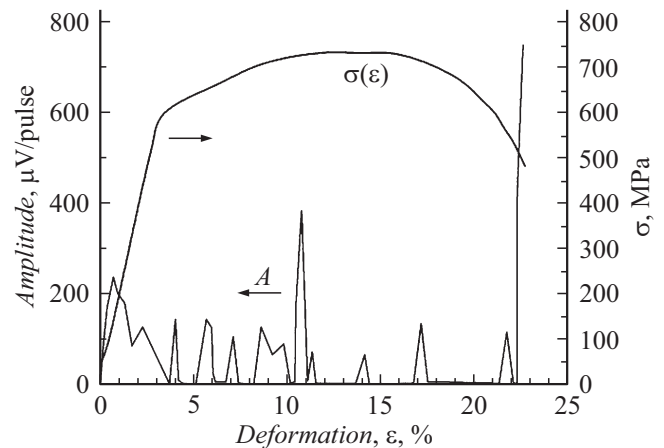


Рис. 1. Диаграмма растяжения $\sigma(\varepsilon)$ образцов роторной стали в исходном („0“) структурном состоянии и изменение амплитуды сигналов АЭ A (μV) от деформации ε (%) (deformation time, min).

это состояние „мало звучащее“: при пороге дискриминации $60 \mu\text{V}$ было зарегистрировано всего ~ 50 сигналов, причем основная масса их пришла в последние мгновения из зоны образования шейки образца. Импульсный характер генерации АЭ в сочетании с высокоамплитудными сигналами ($200-300 \mu\text{V}$) говорит об эффективных релаксационных процессах в некоторых перенапряженных „крупномасштабных“ мезообъемах. При снижении порога дискриминации до $12 \mu\text{V}$ число зарегистрированных сигналов увеличилось всего на 20% при практически полном отсутствии низкоамплитудных сигналов.

На рис. 2, а показаны три диаграммы растяжения исследуемой стали: 0 — исходное состояние, 1 и 2 структурные состояния после сверхдлительной эксплуатации при 510°C и 300°C соответственно. Можно видеть, что материал в двух „состаренных“ состояниях по сравнению с исходным имеет существенно худшие показатели: для материала, работавшего при 510°C , предел прочности $\sigma_B^I = 600 \text{ MPa}$, условный предел текучести $\sigma_{0.2}^I = 410 \text{ MPa}$ и деформация при разрыве $\varepsilon^I = 17.3\%$. Для материала, работавшего при 300°C , предел прочности $\sigma_B^{II} = 690 \text{ MPa}$, условный предел текучести $\sigma_{0.2}^{II} = 525 \text{ MPa}$ и деформация при разрыве $\varepsilon^{II} = 14\%$.

На рис. 2, б синхронно с кривыми деформирования показаны кривые интенсивности \dot{N} АЭ для тех же состояний. Можно отметить, что в целом наблюдается традиционная для пластичных металлов картина изменения активности/интенсивности по мере деформирования — максимум активности совпадает с достижением предела текучести, далее происходит снижение и определенный всплеск при образовании шейки. В тоже время наиболее „охрупченный“/состаренный материал с условным пределом текучести $\sigma_{0.2}^{II} = 525 \text{ MPa}$ демонстрирует наибольшую скорость генерации сигналов АЭ, т.е. большее количество актов локальных структурных перестроек за единицу времени деформирования. Для него было

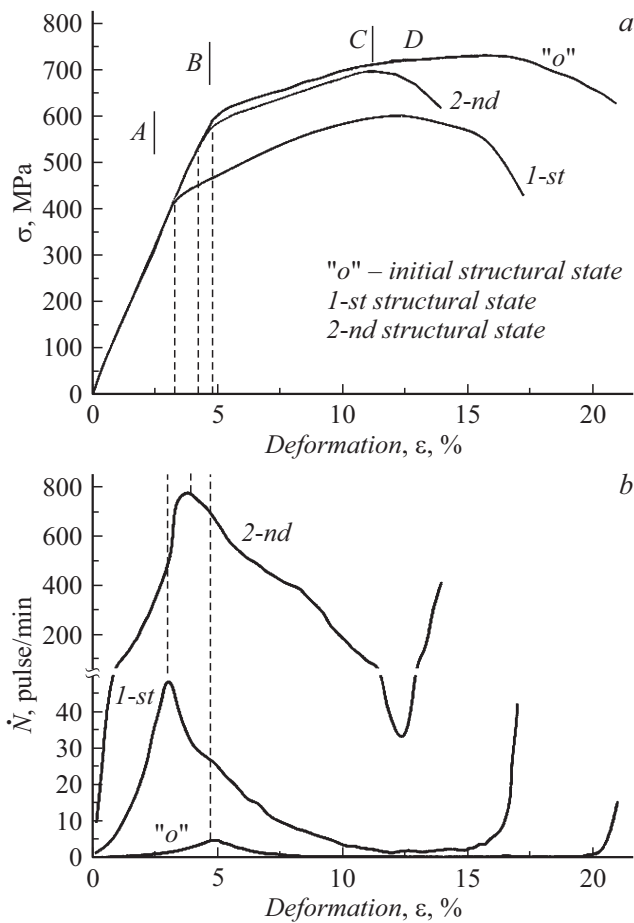


Рис. 2. *a* — диаграммы растяжения $\sigma(\varepsilon)$ образцов роторной стали в исходном („o“) и двух состаренных (1-st, 2-nd) структурных состояниях; *b* — изменение активности сигналов АЭ (\dot{N} (pulse/min) в тех же образцах роторной стали в исходном („o“) и двух состаренных (1-st, 2-nd) структурных состояниях.

зарегистрировано около 5000 сигналов, что на порядок больше, чем для материала с $\sigma_{0.2}^I = 410$ МПа и на два порядка больше, чем для исходного состояния (при равенстве объемов образцов). Естественно считать [9], что генерация сигнала АЭ означает достижение порогового уровня срабатывания данного типа дефекта в данном локальном месте (при текущем уровне приложенного напряжения). В таком случае в материале этого структурного состояния имеется на порядки большее число перенапряженных, по-видимому, „мелкомасштабных“ структурных элементов (с цепочкой пор по границам) уже на начальном/линейном участке кривой деформирования.

Как известно, источниками АЭ в сталях являются кооперативное перемещение дислокаций, полос скольжения, развороты блоков и зерен, образование микротрещин, фазовые превращения, например мартенситного типа. В нашем случае при 20°C и относительно высоком уровне порога дискриминации ($\sim 40 \mu\text{V}$) основными регистрируемыми источниками АЭ были: образование мик-

ротрещин на границе включение–матрица, растрескивание матрицы или включения, образование систем скольжения (см., например, [10]). Изучение рельефа поверхности образца и поверхности разрыва позволяют говорить, что на начальной стадии нагружения *A* (см. рис. 2, *a*) возможными источниками АЭ являются образование полос скольжения и образование микротрещин на включениях. На стадиях *B* и *C* зафиксировано массовое образование микротрещин, связанных с включением карбидов, сульфидов. В конце стадии *C*, и особенно на стадии образования шейки *D*, появляется „новый“ вид источников АЭ — крупные ($100\text{--}150 \mu\text{m}$) микротрещины в теле матрицы, не связанные с включениями.

В таблице приведены усредненные по этапам нагружения значения параметров акустоэмиссии \bar{A} и среднеквадратичного отклонения S . Можно видеть, что средняя амплитуда для обоих „состаренных“ состояний растет примерно одинаковыми темпами. Но на последнем этапе *D* — этапе образования шейки и макроразрушения — материал с меньшим пределом текучести демонстрирует кратное увеличение средней амплитуды \bar{A} , что естественно связывать с образованием крупных микротрещин в матрице вне связи с включениями. Для структурного состояния 2 ($\sigma_{0.2}^{\text{II}} = 525$ МПа) имеет место более сложная ситуация. Судя по линейному увеличению \bar{A} и при выросшей менее чем вдвое величине среднеквадратичного отклонения S на стадии подготовки и образования шейки в наиболее состаренном материале повреждаются, по-видимому, как условно „мелкие“, так и более крупные структурные элементы; также возникают микротрещины отслоения матрицы от включений. Об этом же свидетельствует и изменение тенденции роста \bar{A} для этого структурного состояния (рис. 3). Представляется, что величина S отнюдь не лишняя/не избыточная информация, ее нелинейное нарастание по мере деформирования может свидетельствовать о вовлечении в процесс сброса упругой энергии структурных элементов гораздо большего, чем среднее, масштаба.

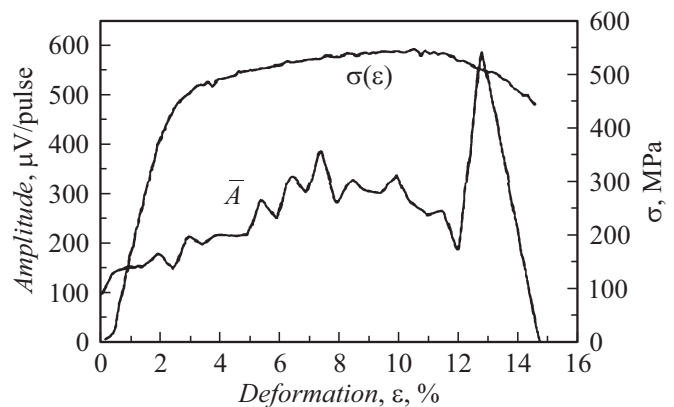


Рис. 3. Изменение средней амплитуды \bar{A} сигналов АЭ при деформировании образца роторной стали во втором (2-nd) структурном состоянии.

Значение средней амплитуды \bar{A} сигналов акустической эмиссии и среднеквадратичного отклонения S на разных участках кривой деформирования стали в двух „состаренных“ структурных состояниях

Структурное состояние $\sigma_{0,2}^I = 410$ МПа				
Параметры АЭ	A — линейный участок	B — область деформации 2.0–3.5%	C — область деформации 3.5–8.0%	D — область деформации от 8% до разрушения
$\bar{A}, \mu V$	189	223	338	1721
$S, \mu V$	49	112	258	1601
Структурное состояние $\sigma_{0,2}^{II} = 525$ МПа				
Параметры АЭ	A — линейный участок	B — область деформации 2.5–4.5%	C — область деформации 4.5–12.0%	D — область деформации от 12% до разрушения
$\bar{A}, \mu V$	202	233	334	408
$S, \mu V$	201	287	483	730

Это можно рассматривать как один из предвестников макроразрушения.

Большая начальная интенсивность АЭ на линейном участке кривой деформирования (см. рис. 2, кривая интенсивности \dot{N} 2-nd) свидетельствует о большой величине накопленных внутренних напряжений и „измельченной“ структуре, в порах на границах которой при данной скорости нагружения „увязают“ родившиеся микротрещины или незавершенные сдвиги. На этой начальной стадии кривой ползучести в условиях совместного деформирования всех структурных элементов происходит наиболее возможное в данных условиях выравнивание, подстройка структурно-напряженного состояния в деформируемом объеме.

На рис. 4, а по результатам линейной локализации представлено развернутое во времени (ось Y) 3D-изображение распределения энергии АЭ сигналов (ось Z), по длине образца (ось X) наиболее состаренного структурного состояния 2 ($\sigma_{0,2}^{II} = 525$ МПа) при деформировании со скоростью 0.22 мм/мин при 20°C. На врезке (b) показана аналогичная акустикограмма для образца композитного материала Al–B (2.5%) на основе алюминиевого сплава D16 с одноосно ориентированными высокомодульными борными волокнами в количестве 2.5% по объему. Этот материал здесь приводится как модельный.

Как можно видеть, пошагово развернутое во времени по оси Y итоговое акустико-эмиссионное отображение деформирования данного материала совсем не выглядит равномерным, ламинарным процессом. Наблюдаются как области пониженной АЭ активности, так и области/кластеры с высоким энерговыделением, величина и

положение которых по длине образца (ось X) со временем деформирования (т.е. нарастания напряжения $\sigma(\varepsilon)$) явственно изменяются вполне закономерным образом. Так, на 1-й min деформирования, условно по линии 1–1, а, некоторая активность наблюдается в области захватов. Еще на линейном участке (на исходе 2-й min) кривой деформирования — направление 2–2a–2b — в районе координаты +50 мм активно выделяется область 2, которая „сдвигает“ процесс по длине образца в район координаты +25 мм, но одновременно активно провоцируется АЭ активность в области 3. В чем причина таких изменений АЭ рельефа? Здесь необходимо отметить, что АЭ является результатом дискретного локального структурного перестроения при достижении напряжения величины прочности/старта дефекта именно в этой области. АЭ событие отражает взрывной характер акта пластической деформации, скорость изменения которой в зависимости от накопленной энергии может на 2–3 порядка превышать „фоновый“ уровень скорости ползучести.

Релаксационный характер спада кратковременного скачка скорости деформации с последующим длительным затуханием при рождении мезотрещины свидетельствует, что именно взрывообразная деформация является первопричиной, источником формирования нового напряженного состояния в ближайшем окружении родившегося дефекта [4]. При сохранении целостности макрообъема, в условиях совместного деформирования активизация соседней области по механизму сдвига фактически свидетельствует об уменьшении локального эффективного модуля упругости, т.е. о только что состоявшейся „разгрузке“ вследствие микро/мезо поврежденности. На врезке (рис. 4, b) показана точно такая же 3D-АЭ картина для модельного материала Al–B(2.5%),

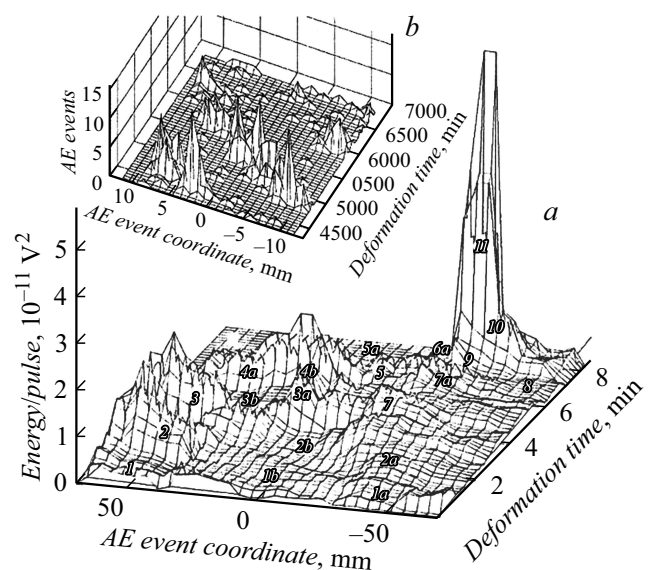


Рис. 4. Развернутое во времени (ось Y) 3D-изображение распределения энергии АЭ сигналов (ось Z), по длине образца (ось X) наиболее состаренного структурного состояния 2-nd.

и где отражены сигналы только от разрыва высоко-модульных борных волокон, т.е. с образованием трещин/несплошностей масштаба диаметра волокна. Можно видеть, что возникшие структурные повреждения ведут к релаксационному, нелинейному перераспределению локальных напряжений в ближайшем окружении.

Развитие АЭ рельефа с позиции 3–3а далее развивается в направлении 4b–4а и в направлении 7. Этот ансамбль кластеров по линии 4b–5 явно снижает свою активность. Область 5–5а оказывается особенной — структурные изменения (АЭ) в ней заморожены, но именно в этом месте наблюдавшаяся ранее тенденция по направлению 1а–2а–7 испытывает „давление“ со стороны „слабого“ АЭ-кластера 7а. АЭ активность в областях 6а и 8 практически замирает перед „взрывом“ кластеров в 9–10–11. Этот взрыв АЭ-активности с учетом логики всего предыдущего рассмотрения представляется естественным и подготовленным.

Заключение

Таким образом, наблюдаемое видоизменение сложного АЭ рельефа по мере нарастания нагрузки есть *post factum* визуализация выявляемых перенапряженных областей, переходящих в разряд поврежденных с линейным размером 10^2 – 10^4 мкм. В настоящее время существующие классические физико-механические концепции повреждаемости никак не рассматривают акт взрывной пластической деформации как важный элемент механизма деградации материала под нагрузкой. Представляется, что определенная чувствительность параметров АЭ к структурным изменениям в некоторых случаях может оказаться эффективным компонентом при разработке физически обоснованного интегрального параметра деградации конструкционных материалов для аналитического определения ресурса безопасной эксплуатации.

Разумеется, вышеизложенное авторы рассматривают только как первое приближение, в рамках имеющихся возможностей к тому, что может называться „акустико-эмиссионной характеристикой“ поврежденности теплоустойчивых сталей вследствие сверхдлительной эксплуатации. На пути к этому, по-видимому, целесообразно исследовать роль больших накопленных/остаточных напряжений в ускорении активности АЭ в образцах состаренных структурных состояний. Это может составить предмет следующего исследования.

Выводы

1. Показано, что накопленные повреждения в исследованной роторной стали после более чем двадцатилетней эксплуатации в условиях ползучести при высоких температурах отражаются на изменении параметров акустической эмиссии (\dot{N} , \bar{A}) по сравнению с исходным структурным состоянием.

2. По данным линейной локации пошагово развернутая во времени итоговая акустико-эмиссионная картина показывает, что процесс деформирования не является равномерным, стационарным. Наблюдаются как области пониженной АЭ активности, так и кластеры с высоким энерговыделением, величина и положение которых со временем деформирования/увеличением напряжения явственно изменяются вполне закономерным образом.

3. Кластеризация АЭ может идентифицироваться как возникновение структурной поврежденности масштаба 10^2 – 10^4 мкм, что провоцирует нелинейное перераспределение локальных напряжений в соседних областях с большим эффективным модулем упругости.

4. Кластеризация АЭ свидетельствует об ускорении процесса накопления повреждений.

Список литературы

- [1] *Петренин 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. СПб. 15 апреля 2014 г. Сб. материалов. СПб.: Соло, 2014. 310 с. С. 266–269.
- [2] *Любимова Л.Л., Макеев А.А., Заворин А.С., Ташлыков А.А., Фисенко Р.Н.* // Известия Томского политех. ун-та. 2011. Т. 318. № 4. С. 45–48.
- [3] *Иванькова Е.М., Марихин В.А., Мясникова Л.П., Пещанская Н.И., Якушев П.Н.* // ФТТ. 1999. Т. 41. Вып. 10. С. 1788–1799.
- [4] *Лексовский А.М., Баскин Б.Л., Якушев П.Н.* // 2015. ЖТФ. Т. 85. Вып. 12. С. 153–155.
- [5] *Лексовский А.М., Петренин Ю.К., Исаев С.Н.* АЭ при активном деформировании Cr–Mo–V стали. Тематический сборник. Акустическая эмиссия гетерогенных материалов. Л.: 1986. С. 116–124.
- [6] *Лексовский А.М., Баскин Б.Л.* // ФТТ. 2011. Т. 53. Вып. 6. С. 1157–1168.
- [7] *Лексовский А.М., Абдуманов А., Баскин Б.Л., Тишкин А.П.* // ФТТ. 2013. Т. 55. Вып. 12. С. 2392–2397.
- [8] *Ржевкин В.Р., Орлов Л.Г.* Мини-система для изучения акустической эмиссии на базе процессора Э-60 и мини ЭВМ. Тематический сборник. Механизмы повреждаемости и прочность гетерогенных материалов. Л.: 1985. С. 209–211.
- [9] *Владимиров В.И.* Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
- [10] *Ланская К.А.* Жаропрочные стали. М.: Металлургия, 1969. 247 с.