

УДК 669.295:620.178.3

Канд. техн. наук Д. В. Павленко

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В ОБРАЗЦАХ ИЗ СПЛАВА ВТ1-0 С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ В ИНТЕРВАЛЕ РАБОЧИХ ТЕМПЕРАТУР

Приведены результаты исследований закономерностей диссипации энергии при циклическом нагружении образцов из сплава ВТ1-0 в крупно- и субмикроструктурном состоянии, сформированного методом интенсивной пластической деформации. Показано, что процесс диссипации энергии в сплаве с субмикроструктурной структурой претерпевает качественные изменения в сравнении со сплавом в крупнокристаллическом состоянии.

Ключевые слова: *объемные наноматериалы, диссипативные свойства, декремент колебаний, образцы, интенсивная пластическая деформация, винтовая экструзия, субмикроструктурная структура.*

Введение

Для большинства деталей машин, например таких как рабочие лопатки авиационных двигателей, вибрация является почти постоянным сопутствующим фактором нормальной эксплуатации. Так, при появлении на каком-либо режиме работы машины резонансных колебаний напряжения в деталях резко увеличиваются, в результате чего может произойти их разрушение от усталости [1]. Динамическую напряженность деталей машин возможно снизить путем применения конструктивных, металлургических и технологических мероприятий, направленных на повышение их демпфирующей способности. Таким образом, проблема снижения уровня вибраций машин и повышения демпфирующих свойств материалов является одной из актуальных в машиностроении.

В последние несколько десятилетий большой интерес конструкторов современной техники привлекают, так называемые, объемные наноматериалы и материалы в субмикроструктурном состоянии (СМК) [1–4 и др.]. Повышенный интерес к материалам такого класса объясняется, в первую очередь, уникальным сочетанием физических, механических, эксплуатационных и ряда других свойств. Так, обладая повышенной прочностью, они характеризуются достаточно высокой пластичностью, что делает их привлекательными для изготовления многих ответственных деталей машин.

Перспективными методами формирования в конструкционных материалах нано- и СМК структуры, приводящими к резкому изменению их механических и физических свойств по сравнению с исходным, крупнокристаллическим со-

стоянием, являются различные методы интенсивной пластической деформации. В литературе уделяется большое внимание свойствам сплавов с СМК структурой при статических нагрузках [2–5], в то время как их практическое применение требует изучения комплекса специальных технологических и эксплуатационных свойств, в том числе и диссипативных.

Наряду с тем, что диссипативные свойства нано- и СМК сплавов в настоящее время мало изучены [6, 7], их исследование сдерживается наличием надежных и простых методик измерения энергии диссипации, особенно применимых в условиях повышенных температур. Распространенные экспериментальные методики определения диссипативной способности конструкционных материалов, включающие в себя метод динамической петли гистерезиса, метод свободно затухающих колебаний, метод резонансной кривой, метод сдвига фаз и т. д. [8, 9] требуют для своей реализации сложное оборудование и не позволяют фиксировать энергию диссипации в образце непосредственно в процессе проведения испытаний на усталость при нагружении образца силами инерции собственной массы.

Целью настоящей работы являлось разработка методики оценки, установление и анализ закономерностей диссипации энергии в образцах из сплава ВТ1-0 с субмикроструктурной структурой в интервале рабочих температур.

2 Материалы и методы исследований

Исследования выполняли на образцах из титанового сплава технической чистоты ВТ1-0 в исходном, крупнокристаллическом состоянии не-

посредственно после литья, а также после отжига и СМК состоянии. Литые образцы получали методом двойного вакуумно-дугового переплава. Средний размер зерен в образцах с крупнокристаллической структурой составлял 150...300 мкм.

Субмикроструктурную структуру в образцах формировали интенсивной пластической деформацией, методом винтовой экструзии в Донецком ФТИ им. А. А. Галкина [10]. Деформацию исходной заготовки выполняли при температуре 400 °С. С целью накопления больших степеней деформации и получения однородной структуры общее число проходов заготовки через винтовой канал достигало пяти, что обеспечивало получение среднего размера зерен сплава на уровне 0,2...0,5 мкм и их равномерность во всех сечениях.

Образцы для исследования диссипации энергии вырезали эрозионным способом (рис. 1). Отжиг образцов осуществляли в вакуумной печи при температуре 300 °С в течение 1 часа.

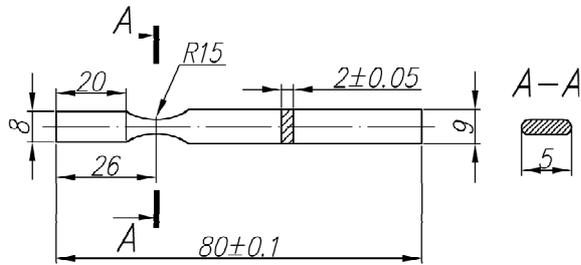


Рис. 1. Эскиз образца для испытаний

Поглощение энергии в материале образцов в крупнокристаллическом и СМК состояниях исследовали по разработанной оригинальной методике, позволяющей надежно оценивать диссипативные свойства однотипных образцов в широком диапазоне температур.

Предлагаемая методика испытаний, с использованием стандартного оборудования для проведения испытаний на усталость, позволяет получать сравнительную информацию о величине рассеяния энергии в исследуемых образцах при неоднородном напряженном состоянии в диапазоне температур от 20 до 1000 °С, а также в условиях термоциклирования. Блок-схема испытательной установки показана на рис. 2.

Для возбуждения в образце (1) изгибных колебаний используется электродинамический принцип возбуждения. Образец нагружается распределенными силами собственной массы за счет подвода энергии через его заземленный конец от подвижной катушки электродинамического вибратора (2). Колебательное движение передается к образцу при помощи стойки (3) и специального замка для крепления образца. Для исключения появления напряжений от теплового расширения горячих частей и их разрушения они

изготовлены из турбинного жаропрочного сплава на никелевой основе ЖС6К. Радиатор (4) предотвращает передачу тепла из рабочей зоны печи к подвижной мембране вибратора.

Сигнал на усилитель мощности поступает от генератора синусоидальных импульсов (7). Частота импульсов в полосе захвата автомата поддержания частоты колебаний (8) соответствует резонансной частоте колебаний образца при заданной температуре.

Информация о частоте и амплитуде колебаний консольного конца образца (1) снимается при помощи системы горизонтальных и вертикальных пластин (9), установленных возле колеблющегося конца образца. На вертикальной пластине при помощи генератора высокочастотного сигнала (10) индуцируется переменное электрическое поле с частотой 6 МГц, которое модулируется колеблющимся образцом и принимается приемником (11), настраиваемым на резонансную частоту передатчика (10). После детектирования принятого сигнала он подается через фазовращатель (13) на автомат поддержания частоты (8) и автомат поддержания амплитуды колебаний (14), который, сравнивая уровень действительной амплитуды колебаний с заданным, управляет коэффициентом усиления усилителя (6). Контроль числа циклов нагружения и периода колебаний осуществляется электронно-счетными частотомерами (15). Период колебаний контролируется с точностью 1 с. Электронно-лучевым осциллографом (16) контролируется форма импульсов, поступающих от генератора и датчика колебаний.

Нагрев образца осуществляется в электрической печи сопротивления за счет выделения тепла вольфрамовыми спиралями при пропускании через них переменного электрического тока. Для обеспечения равномерности поля температур в рабочей зоне печи ее футеровка (17) выполнена из двойного слоя огнеупорного кирпича и асбестовых прокладок. Температура контролируется хромель-алюмелевой термопарой и поддерживается на заданном уровне электронным автоматом (19). Рабочие спирали питаются от сети переменного тока напряжением 220 В через силовой трансформатор (20). Для ускоренного прогрева печи силовой трансформатор переключается на питание от сети переменного тока с напряжением 380 В. Управление нагревом спиралей осуществляется контакторным реле (21) по команде электронного автомата (19). Температура в печи отображается стрелочным индикатором (22). Разница температур в момент включения и выключения спиралей не превышает ± 3 °С.

Наблюдение за амплитудой колебаний консольного конца образца осуществляется через оптическое стекло (23) при помощи длиннофо-

кусной оптической системы (24) на базе катетометра КМ-8. Разрешающая способность оптической системы позволяет задавать амплитуду колебаний консольного конца образца с дискретностью 0,25 мм. В процессе испытаний амплитуда колебаний поддерживается на заданном уровне с точностью ±0,01 мм в автоматическом режиме.

Пьезоэлектрический датчик (25), установленный на основании стойки (3), вырабатывает переменное электрическое напряжение, действующее значение которого пропорционально вибро-смещению заземленного конца образца. Сигнал с пьезоэлектрического датчика усиливается усилителем (26) и измеряется электронным милливольтметром переменного напряжения (27). Форма сигнала очищается от паразитных наводок и регистрируется осциллографом (16).

Разработанная установка оборудована устройством для реализации условий испытаний в условиях циклирования температуры. Для охлаждения зоны концентратора напряжений образца, при термосиловом режиме нагружения,

сжатый воздух от компрессора (28) подается во вторичную камеру (31), в которой располагается концентратор напряжений образца. Продолжительность охлаждения и нагрева регулируется при помощи электромагнитного пневмоклапана (29) и блока управления режимом термоциклирования (30).

Частота испытаний определяется резонансной частотой первого тона поперечных колебаний образца и в процессе испытаний поддерживается на заданном уровне в автоматическом режиме. Усилие закрепления образца в замке на протяжении испытаний для всех образцов поддерживали постоянным при помощи специальной конструкции зажимного устройства.

Величину относительных потерь энергии принято характеризовать логарифмическим декрементом колебаний δ и добротностью Q , связанных между собой соотношением:

$$Q = \frac{\pi}{\delta}, \quad (1)$$

где δ – декремент колебаний.

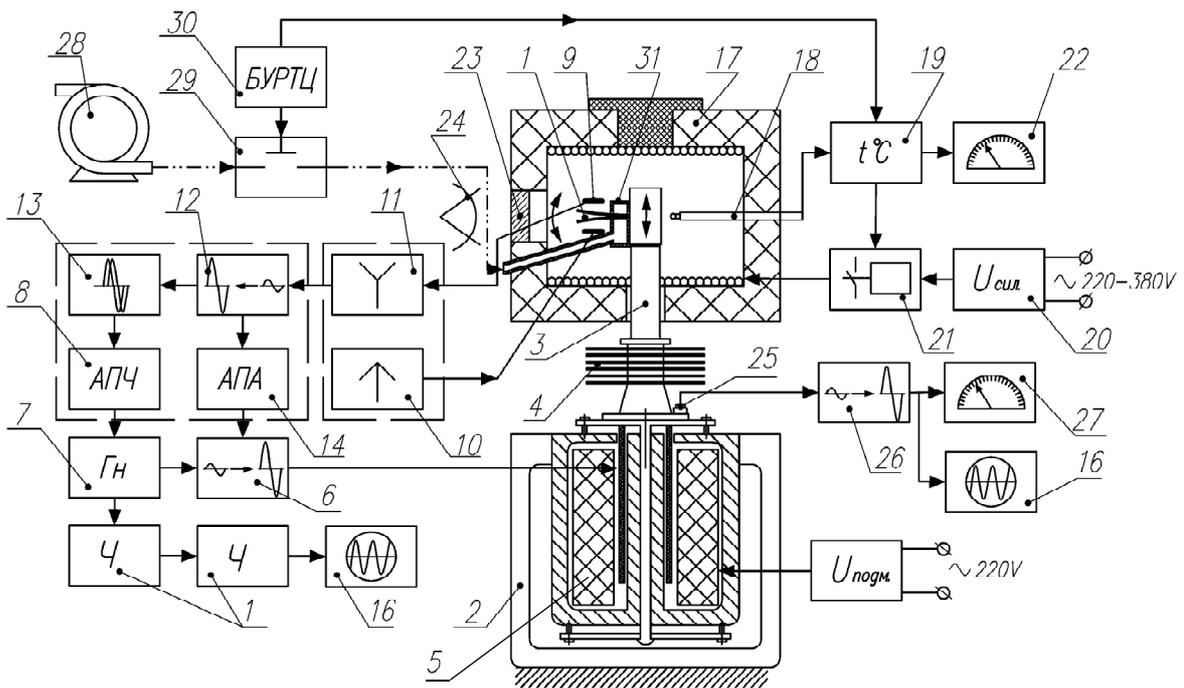


Рис. 2. Схема установки для испытаний на усталость и оценки диссипативных свойств:

- 1 – образец или натурная деталь; 2 – вибратор электродинамический ВЭДС-100; 3 – стойка; 4 – радиатор;
- 5 – система подмагничивания; 6 – усилитель мощности; 7 – генератор синусоидального сигнала; 8 – автомат подстройки частоты; 9 – излучающая и приемная пластины; 10 – передатчик высокочастотного сигнала; 11 – приемник и детектор высокочастотного сигнала; 12 – усилитель; 13 – фазовращатель; 14 – автомат поддержания амплитуды колебаний; 15 – частотомеры электронно-счетные ЧЗ-54; 16 – осциллограф С1-72; 17 – футеровка печи;
- 18 – контрольная термopара; 19 – электронный автомат поддержания температуры; 20 – силовой трансформатор; 21 – контакторное реле; 22 – индикатор температуры; 23 – оптическое стекло; 24 – длиннофокусная оптическая система; 25 – пьезоэлектрический датчик ДНЗ; 26 – усилитель сигнала; 27 – милливольтметр переменного напряжения ВЗ-55А; 28 – компрессор; 29 – электромагнитный пневмоклапан; 30 – блок управления режимом термоциклирования; 31 – вторичная камера

Через энергию колеблющейся системы добротность может быть выражена соотношением:

$$Q = 2\pi \frac{E}{\Delta E}, \quad (2)$$

где E — полная энергия колеблющейся системы;
 ΔE — энергия рассеиваемая в колеблющейся системе.

С другой стороны, известно, что при высокой добротности колебательной системы ($Q \geq 100$) амплитуда колебаний консольного конца образца и добротность связаны соотношением:

$$Q = \frac{A}{S}, \quad (3)$$

где A — амплитуда колебаний консольного конца образца;

S — амплитуда колебаний заземленного конца образца — подвижной мембраны электродинамического вибратора.

Измерение величины энергии, рассеиваемой в образце основывается на известной закономерности о том, что при установившихся резонансных колебаниях системы соблюдается равенство:

$$E_p = E_k + \Phi^2 + \Phi^a + \Phi^\Sigma, \quad (3a)$$

где E_p и E_k — соответственно потенциальная и кинетическая энергия;

Φ^2 — гистерезисные потери в материале образца;

Φ^a — потери на преодоление сопротивления окружающей среды;

Φ^Σ — потери энергии в фундамент и в замке.

Величину Φ^Σ при условии постоянства усилия закрепления в замке можно считать постоянной для данного типа образцов. Потери энергии Φ^2 и Φ^a пропорциональны скорости перемещения образца и зависят от ускорения его заземленного конца, измеряемого пьезоэлектрическим датчиком. При малом коэффициенте относительного рассеяния энергии Ψ справедливо неравенство:

$$\Phi^a \ll \Phi^2. \quad (4)$$

Для соблюдения равенства (1) необходимо к заземленному концу образца подвести некоторую кинетическую энергию E_k , определяемую величиной виброускорения головки a_k , которая обеспечивает незатухающие колебания с учетом рассмотренных потерь. При увеличении рассеяния энергии в образце скрытая потенциальная энергия системы возрастает, то в соответствии с условием (1) для поддержания колебаний на заданном уровне требуется дополнительная энергия. Обозначим дополнительную компенсирующую энергию ΔE_k , а соответствующее ей приращение ускорения Δa . Уравнение энергетическо-

го баланса в этом случае будет иметь вид:

$$E_p + \Delta E_p = E_k + \Phi^2 + \Phi^a + \Phi^\Sigma + \Delta E_k. \quad (5)$$

В соответствии с ранее изложенными допущениями можно считать, что приращение кинетической энергии ΔE_k необходимо для компенсации гистерезисных потерь в материале образца осуществляется за счет приращения амплитуды колебаний заземленного конца, пропорциональной измеряемому виброускорению Δa . Абсолютную величину ускорения заземленного конца образца можно представить в виде:

$$a = a_k + \Delta a, \quad (6)$$

где $a_k = \text{const}$.

Из приведенных соотношений следует, что $\Delta E \cong AS$, т.е. относительная величина энергии, рассеиваемой в образце при постоянной амплитуде колебаний консольного конца образца, пропорциональна величине виброускорения его заземленного конца.

Таким образом, виброускорение заземленного конца образца однозначно определяет осредненную гистерезисную энергию потерь, что использовали для сравнительных испытаний однотипных образцов в различных кристаллических состояниях. Отличительной особенностью разработанной методики является возможность непрерывного измерения рассеяния энергии в процессе проведения испытаний на усталость в широком интервале температур. Учитывая, что в процессе испытаний пьезоэлектрический датчик позволяет измерять виброускорение, а не виброускорение заземленного конца образца, при обработке результатов определяли величину виброускорения при известной частоте колебаний и виброускорении.

Для оценки истинной величины энергии диссипации выполняли тарировку установки на образцах идентичной конфигурации, изготовленных из монокристаллического сплава с известной зависимостью «напряжение-декремент-температура» [8].

Результаты исследований и их обсуждение

Для построения кривых изменения декремента колебаний от амплитуды переменных напряжений цикла образцы нагружали ступенчато с интервалом 50 МПа. На каждом уровне нагружения образец подвергали выдержке в течение $2 \cdot 10^5$ циклов с коэффициентом асимметрии $R = -1$, что обеспечивало стабилизацию стадии неупругого деформирования. При испытаниях в условиях повышенной температуры печь предварительно прогревали до заданной температуры вместе с образцом.

На рисунке 3 представлены результаты испытаний для образцов в крупнокристаллическом состоянии до и после отжига, а также для образ-

цов в СМК состоянии. По характеру установленных зависимостей можно судить об изменении механизмов деформации при соответствующей величине переменных напряжений цикла.

Образцы из титана в крупнокристаллическом состоянии демонстрируют двухстадийный рост диссипации энергии. Результаты эксперимента показали, что циклическая деформация образцов, имеющих субмикроскопическую структуру, сопровождается качественным изменением механизмов диссипации энергии. При малых амплитудах напряжений величина рассеиваемой энергии в образцах, имеющих субмикрокристаллическую структуру, незначительно превышает аналогичный параметр для образцов в исходном состоянии после отжига и практически соответствует образцам с литой, крупнокристаллической структурой (рис. 3). При напряжениях порядка предела выносливости картина качественно изменяется. Линейная стадия соответствует пластической деформации отдельных, не контактирующих между собой зерен, а соседние зерна осуществляют упругую аккомодацию. Начало параболической стадии связано с кооперативной пластической деформацией зерен. На параболической стадии скорость накопления остаточной деформации с увеличением напряжений резко возрастает. В работе [11] на ряде материалов показано, что напряжение перехода от первой ко второй стадии (макроскопический предел упругости σ'') примерно соответствует пределу выносливости или, по крайней мере, может характеризовать нижнюю границу значения предела выносливости.

Для образцов в субмикрокристаллическом состоянии приращение диссипации энергии на стадии упругого деформирования соответствует образцам в литом состоянии, а в упруго-пластической области значительно им уступает.

Из рис. 3 можно заключить, что для образцов, подвергнутых интенсивной пластической деформации винтовой экструзией, напряжение перехода от первой ко второй стадии больше, чем для образцов в исходном состоянии (как после отжига, так и в литом состоянии).

Наблюдаемые закономерности могут быть объяснены следующим. Суммарный уровень величины энергии, рассеиваемой в образце в процессе циклической деформации, определяется величиной межзеренного трения, наличием дефектов кристаллической структуры, способностью к зарождению и движению дислокаций, внутренними напряжениями и рядом других факторов. Так, на начальной стадии циклического деформирования, в упругой области, диссипация энергии в образцах, имеющих субмикроскопическую структуру, выше, так как в них высока плотность дефектов, структура является неравновесной, высокие значения остаточных напряжений второго

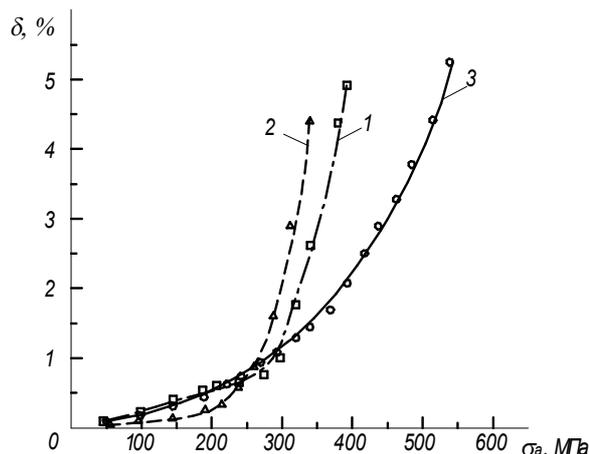


Рис. 3. Зависимость декремента колебаний от напряжения цикла для образцов в исходном состоянии (1 — в литом состоянии, 2 — в литом состоянии после отжига) и после винтовой экструзии (3)

и третьего рода. В тоже время отличительной особенностью такого кристаллического состояния является то, что большинство дислокаций являются закрепленными вблизи границ зерен. Так, при достижении напряжения соответствующего переходу от стадии упругого к стадии неупругого деформирования, энергия, подводимая к образцам в крупнокристаллическом состоянии расходуется на движение дислокаций, в то время как для образцов в СМК состоянии преобладает механизм диссипации энергии за счет межзеренного трения. Наблюдаемый некоторый перелом кривой в координатах «напряжение-декремент колебаний» для образцов в СМК состоянии (рис. 3, кривая 3), объясняется особенностью такого вида кристаллического состояния. В работе [11] показано, что материалы в СМК состоянии занимают промежуточное место между крупнокристаллическими и нанокристаллическими материалами и представляют собой неоднородные структуры смешанного типа, состоящие из участков с ультрамелкими зернами и зернами больших размеров, внутри которых процессы формирования деформационных высокоугловых границ не завершены. Внутри последних, как правило, присутствуют ультрамелкие субзерна или же они разбиты на фрагменты с внутренними малоугловыми границами. В связи с этим, в них могут одновременно проявляться процессы характерные как для крупнокристаллического, так и для нанокристаллического состояния.

Относительно низкой плотностью дефектов, обеспечиваемой отжигом образцов после интенсивной пластической деформации в результате протекающих процессов аннигиляции дислокаций, и, как следствие, получения более равновесной и менее внутренне напряженной структуры, объясняется и минимальная из всех рассмотрен-

ных кристаллических состояний сплава, величина диссипации энергии на стадии упругого деформирования (рис. 3, кривая 2). При переходе в упруго-пластическую область деформирования работа источников дислокаций, таких как источники Франка-Рида, а также высокая их подвижность способствует существенному росту энергии диссипации в материале образца.

На рис. 4 показаны зависимости декремента колебаний от напряжения цикла для образцов в исходном, крупнокристаллическом состоянии и СМК состоянии при повышенных температурах.

Как видно из рис. 4, повышение температуры приводит к увеличению диссипации энергии для образцов как в крупнокристаллическом, так и в СМК состояниях. При этом, общие тенденции, характерные для изменения диссипативных свойств сплава ВТ1-0 в исследуемых состояниях при нормальной температуре сохраняются и при повышенных температурах. Наблюдаемое повышение диссипативных свойств материала в интервале повышенных температур хорошо согласуется с литературными данными, изученными и обоснованными в работах Г.С. Писаренко [8; 1] и других исследователей.

Выводы

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что титановый сплав ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии в упругой области обладает

большей способностью к диссипации энергии в сравнении со сплавом в крупнокристаллическом состоянии. В области упруго-пластического деформирования сплав в субмикроструктурном состоянии по величине диссипации энергии уступает крупнокристаллическому. Повышение температуры испытаний приводит к увеличению диссипации энергии в образцах из исследуемого сплава во всех исследованных кристаллических состояниях.

Список литературы

1. Писаренко Г. С. Актуальные вопросы прочности в современном машиностроении / Писаренко Г. С. — К. : Наукова думка, 1992. — 192 с.
2. Валиев Р. З. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформации / Р. З. Валиев, И. В. Александров. — М. : Логос, 2000. — 272 с.
3. Объемные наноструктурные материалы и сплавы с уникальными механическими свойствами для перспективных применений / [Р. З. Валиев, Д. В. Гундеров, М. Ю. Мурашкин, И. И. Семенова] // Вестник УГАТУ. — Т. 7. — № 3 (16). — С. 23–24.
4. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / А. И. Гусев. — М. : ФИЗМАТЛИТ, 2005. — 416 с.
5. Карпінос Б. С. Деформування титанового сплаву ВТ1-0 зі субмікроструктурною структу-

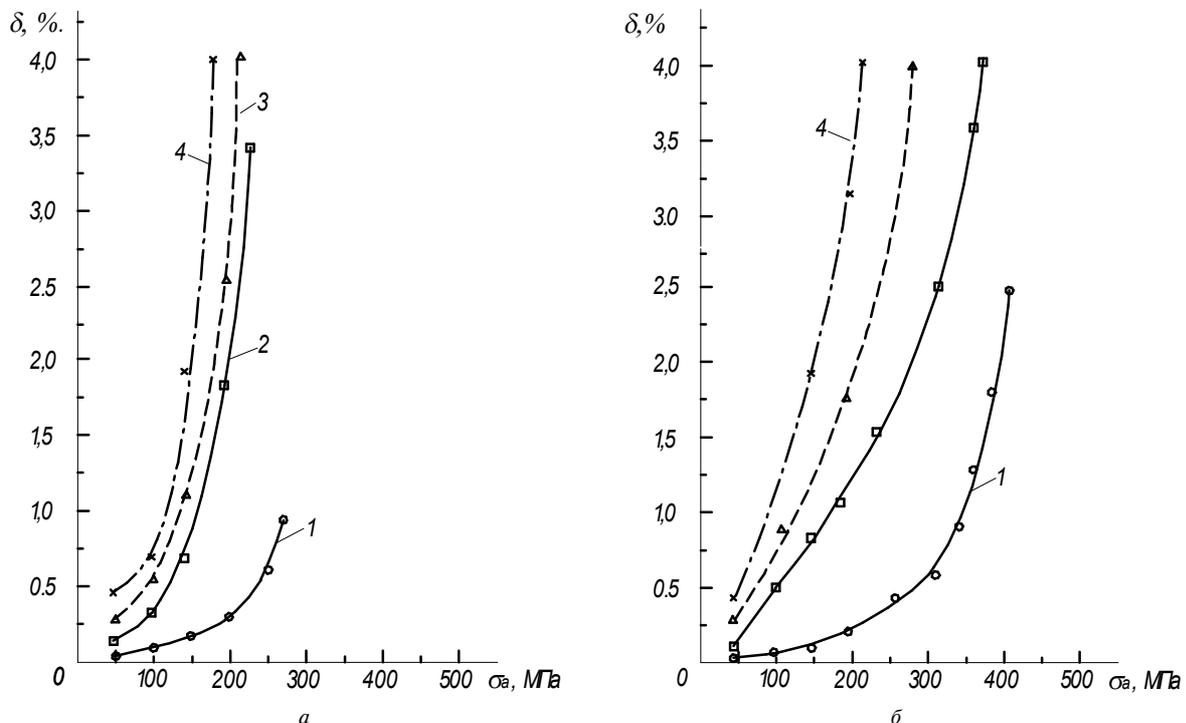


Рис. 4. Зависимость декремента колебаний от напряжения цикла для образцов в исходном состоянии (после отжига) (а) и в СМК состоянии (б) при температурах: 20 °С — (1); 200 °С — (2); 300 °С — (3); 400 °С — (4)

- рою при статичному навантаженні / [Б. С. Карпінос, Д. В. Павленко, О. Я. Качан] // Проблеми міцності. – 2012. – № 1. – С. 137–146.
6. Экспериментальное исследование аномалий поглощения энергии в нанокристаллическом титане при циклическом нагружении / [О. Плехов, О. Наймарк, Р. Валиев и др.] // Письма в ЖТФ, 2008, Т. 34, Вып. 13. – С. 33–40.
 7. Устинов А. И. Диссипативные свойства наноструктурированных материалов / А. И. Устинов // Проблемы прочности. – 2008. – № 3. – С. 96–103.
 8. Писаренко Г. С. Вибропоглощающие свойства конструкционных материалов / Г. С. Писаренко, А. П. Яковлев, В. В. Матвеев. – К. : Наукова думка, 1971. – 376 с.
 9. Писаренко Г. С. Колебания упругих систем с учетом рассеяния энергии в материале / Г. С. Писаренко. – К. : Наукова думка, 1955. – 371 с.
 10. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / [Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин, Д. В. Орлов, С. Г. Сынков]. – Донецк : Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.
 11. Павленко Д. В. Упрочняемость сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии при сжатии / Д. В. Павленко // Вестник двигателестроения. – 2012. – № 1. – С. 161–168.

Поступила в редакцию 18.10.2012

Павленко Д.В. Закономірності дисипації енергії в зразках зі сплаву ВТ1-0 з субмікроструктурною структурою в інтервалі робочих температур

Наведено результати досліджень закономірностей дисипації енергії при циклічному навантаженні зразків зі сплаву ВТ1-0 у крупно- і субмікроструктурному стані, сформованого методом інтенсивної пластичної деформації. Показано, що процес дисипації енергії в сплаві із субмікроструктурною структурою зазнає якісні зміни у порівнянні зі сплавом у крупнокристалічному стані.

Ключові слова: об'ємні наноматеріали, дисипативні властивості, декремент коливань, зразок, інтенсивна пластична деформація, гвинтова екструзія, субмікроструктурна структура.

Pavlenko D. Patterns of energy dissipation in samples of VT1-0 alloy with submicrocrystalline structure in operating temperature range

The paper gives the results of studies of energy dissipation laws at cyclic loading of specimens made of VT1-0 alloy in coarse-crystalline and submicrocrystalline states formed by severe plastic deformation. It is shown that as compared with alloy in coarse-crystalline state, energy dissipation in alloy with submicrocrystalline structure undergoes qualitative changes.

Key words: bulk material, dissipative properties, fluctuations decrement, sample, severe plastic deformation, helical extrusion, submicrocrystalline structure.