Актуальные проблемы прочности

Материалы XLIII Международной конференции

Часть 2

Ult farmer a

Витебск 2004 Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов Министерство образования Республики Беларусь Национальная академия наук Беларуси Государственный комитет по науке и технологиям Республики Беларусь Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН Санкт-Петербургский государственный университет Белорусский республиканский фонд фундаментальных исследований УО "Витебский государственный технологический университет" Институт технической акустики НАН Беларуси

XLIII Международная конференция

«Актуальные проблемы прочности»

27 сентября – 1 октября 2004 года

Часть II



Витебск, Беларусь 2004 УДК 539.4 ББК 30.121 С 65

XLIII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (г. Витебск, 27 сентября – 1 октября 2004 г.,), Ч. 2, Витебск, 2004, 332с.

В сборнике представлены работы, посвященные широкому кругу вопросов физики и механики деформируемых твердых тел, а также инженерного материаловедения.

Публикации в сборнике освещают современные тенденции науки о прочности и будут полезны для ученых инженеров, аспирантов и студентов, интересующихся фундаментальными и прикладными вопросами прочности и пластичности материалов.

- Витебский государственный технологический университет
- НИИ математики и механики СПбГУ

УДК 539.374

ОСОБЕННОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ, РОСТА И САМООРГАНИЗАЦИИ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ

Криштал М. М.

Исследовательский центр OAO «ABTOBA3», г. Тольятти, krishtal@dd.vaz.tlt.ru ФТИ Тольяттинского государственного университета, krishtal@avtograd.ru

Многие особенности пластической деформации невозможно описать без учета всей иерархии масштабных уровней (микро, мезо и макро) [1, 2]. При этом ряд явлений, связанных с пластической деформацией, принципиально несводим к микроуровню. К таким явлениям относятся неустойчивости пластической деформации.

С учетом теории автоматического управления [3] в самом общем смысле можно выделить три типа неустойчивости: глобальная потеря устойчивости (соответствует высвобождению упругой энергии при образовании шейки перед разрушением); скачок из одного положения равновесия в другое (соответствует образованию зуба текучести); автоколебания (соответствуют прерывистой текучести) [4].

Прерывистая текучесть (ПТ), называемая также скачкообразной деформацией,наиболее сложное и многогранное явление неустойчивости пластической деформации, которое обнаруживается практически на всех пластичных материалах в определенных температурно-скоростных областях деформирования [4]. ПТ проявляется на деформационных кривых в виде повторяющихся неоднородностей – ступенек или зубцов различного типа и имеет ряд общих закономерностей для различных материалов и температур. Практически всегда ПТ удается связать с макролокализацией деформации, которая для поликристаллов проявляется в виде полос деформации, соответствующих в условиях одноосного растяжения образца участкам его локального утонения [4].

В настоящей работе приведены результаты исследования тепловизионным методом этапов зарождения и роста отдельных полос деформации и их самоорганизации в серии полос, а также термодинамический анализ условий появления критических зародышей макрофлуктуаций деформации.

I. Результаты тепловизионных исследований зарождения, роста и самоорганизации полос деформации при прерывистой текучести

Особенности макролокализации деформации исследовали при растяжении плоских образцов полунагартованного сплава АМг6 при комнатной температуре в области проявления прерывистой текучести (ПТ) с помощью тепловизионной съемки и анализа термограмм с использованием тепловизора ТКВр-ИПФ (степень дискретизации одного кадра – 128х128 пиксел, чувствительность – лучше 0,02 °C, частота съемки – 20 кадров в секунду).

При растяжении образцов сплава АМг6 наблюдали три типа зубцов ПТ: С, В и А, переход между которыми осуществляется последовательно с увеличением скорости растяжения $\dot{\epsilon}_0$. Зубцы типа С проявляются как одиночные крупные срывы напряжения, зубцы типа В – характеризуются группированием в пачки, зубцы типа А – отдельными всплесками напряжения. Наблюдением за полированной поверхностью образцов уста-

новлено, что каждый зубец типов С и В соответствует образованию одной полосы деформации (охватывающая все сечение образца область макролокализации деформации, ширина которой примерно равна толщине образца). Переход от зубчатости типа С к В связан с появлением пространственно-временной организации в распространении полос, а к зубчатости типа А – с компенсационным влиянием скорости деформирования (когда величина подгрузки образца за время релаксации, связанной с образованием полосы, приближается к величине релаксационного скачка напряжения, что вызывает сглаживание деформационной кривой, а при дальнейшем увеличении скорости растяжения – полное подавление ПТ).

Тепловизионным методом обнаружено, что возникающее при пластической деформации в области проявления ПТ тепловое поле деформируемых образцов и закономерности его эволюции играют активную роль в пространственной организации распространения полос (рис. 1). Степень релаксации температурной вспышки от образования одной до зарождения следующей полосы определяется величиной έ₀. При зубчатости типа С до зарождения новой полосы происходит полная релаксация температурной вспышки от предыдущей полосы (см. рис 1, а). При этом полосы типа С возникают хаотически по длине образца. При зубчатости типа А релаксация температурных вспышек от отдельных полос практически не наблюдается и деформация сопровождается непрерывным повышением температуры (см. рис. 1, в). Причем наибольшая температура наблюдается в месте только что образовавшейся полосы. Эволюция температурного поля при зубчатости типа В имеет промежуточный характер: наблюдается пульсирующий рост температуры по длине образца (см. рис. 1, б). При этом полосы типа А и В возникают рядом друг с другом, формируя серии полос. То есть локальный разогрев при образовании одной полосы деформации может активизировать появление рядом с ней следующей полосы, вызывая их организацию в серии.

Этот эффект усиливается с ростом уровня напряжений. При достаточно высокой скорости растяжения шейка перед разрушением образуется дискретно во времени путем повторного прохождения полос по одному и тому же месту образца (рис. 2). При $\dot{\epsilon}_0 = 8,33 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ наблюдали до 14 полос, формирующих шейку перед разрушением,

которые возникали под углом ~55° к оси растяжения в плоскости широкой грани образца. При этом температура постоянно повышалась с очагом разогрева в шейке (на величину до 13,6 °C), причем кривая распределения температуры вдоль центральной линии образца принимала пикообразный вид (см. рис. 2). То есть значительный локальный разогрев от полос деформации может активизировать их образование в одном и том же месте, приводя к дискретному во времени образованию шейки перед разрушением.

В целом, наблюдающийся с увеличением скорости деформирования переход от хаотического появления полос деформации к их пространственно-временной организации в серии, а также к дискретному характеру образования шейки перед разрушением обусловлен изменениями особенностей развития теплового поля, связанного с процессом деформации. Таким образом, при достаточно высокой скорости деформирования тепловые поля, формирующиеся в ходе пластической деформацией, оказываются фактором обратной связи, обеспечивающим самоорганизацию полос деформации.

При тепловизионных исследованиях обнаружен и зафиксирован этап зарождения полос при зубчатости типа A ($\dot{\epsilon}_0 = 8,33 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$). Полосы зарождаются на одной из граней образца в отдельных, существенно меньших, чем они сами, областях с повышенной интенсивностью протекания деформационных процессов, чему соответствует локальный разогрев образца (на величину до 0,07 °C), а затем в результате роста выходят на его противоположную грань.



Рис. 1. Эволюция температурного поля вдоль центральной линии образца при растяжении образцов сплава АМг6 (номер линии соответствует номеру кадра): $a - \dot{\epsilon}_0 = 1,67 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$, зубцы типа C; $\delta - \dot{\epsilon}_0 = 1,67 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, зубцы типа B; $e - \dot{\epsilon}_0 = 8,33 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, зубцы типа A.



Рис. 2. Эволюция температурного поля вдоль центральной линии образца при формировании шейки перед разрушением путем повторного возникновения полос деформации в одном и том же месте образца ($\dot{\epsilon}_0 = 8,33 \cdot 10^{-3} \, \mathrm{c}^{-1}$).

При меньших $\dot{\epsilon}_0$ для зубцов типов В ($\dot{\epsilon}_0 = 1,67 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$) и С ($\dot{\epsilon}_0 = 1,67 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$) этап зарождения полос не удается обнаружить из-за малой интенсивности выделения тепла в зоне зародыша полосы. Косвенными доказательствами зарождения и роста полос от края образца при этих скоростях растяжения являются возникновение незавершенных полос и их диполей при зубчатости типа С, а также при различных типах зубчатости монотонно неравномерный вдоль длины полосы прирост деформации.

Незавершенные полосы начинаются на одной из узких граней образца и обрываются в середине образца. Как правило, незавершенные полосы образуются при практически одновременном возникновении встречной незавершенной полосы, компенсирующей изгиб образца от первой полосы, т. е. в результате образования диполя. Незавершенные полосы могут распространяться как поперек широкой грани образца, так и под углом ~55° к оси растяжения в плоскости широкой грани.

О неравномерном увеличении деформации по длине полосы свидетельствует практически всегда наблюдаемое неравномерное возрастание температуры вдоль линии распространения полосы (с перепадами по величине до 0,50 °C). Причем такой неравномерный разогрев всегда является однонаправленным (от одного края образца к другому). При последовательном возникновении параллельных полос (как отдельных, так и группирующихся в серии) различные полосы могут иметь противоположно направленный градиент деформации, что соответствует встречному направлению роста полос. Встречно-направленных полос образуется примерно равное количество, что обусловлено необходимостью компенсации изгиба, возникающего из-за появления полос с определенным градиентом деформации по их длине.

Такой характер образования полос деформации (в том числе их зарождение и рост, а также возникновение незавершенных полос и их диполей) позволяет интерпретировать полосы как некристаллографический макродефект дисклинационного типа, то есть дефект, создающий характерное для дисклинаций поле напряжений в объеме всего образца. Также обнаружено, что при статическом нагружении в упругопластической области происходит обусловленное термоупругим эффектом равномерное снижение температуры рабочей части образца. Затем наблюдается равномерное повышение температуры образца, соответствующее макрооднородной деформации. Однако началу ПТ может предшествовать макронеоднородность деформации, не приводящая к потере устойчивости. Такая макронеоднородность проявляется как неравномерный разогрев образца по его длине.

П. Критический зародыш макрофлуктуации деформации

Полученные результаты тепловизионных исследований в целом подтверждают выдвинутую в работе [5] гипотезу о существовании критических зародышей полос деформации. В работе [4] показано, что отличия в типах неустойчивости деформации определяются кинетическими факторами, которые оказывают определяющее влияние на этапах закритического развития областей макрофлуктуации деформации, что приводит к их разделению на полосы деформации при ПТ, полосы Людерса при образовании зуба текучести и шейку перед разрушением при глобальной потере устойчивости. Переход от хаотического типа распространения полос деформации к их самоорганизации, как показано выше, обусловлен активной ролью тепловых полей, что может быть учтено в кинетической модели потери устойчивости. Ниже представлена модель критического зародыша макрофлуктуации деформации, объясняющая некоторые особенности, связанные с зарождением полос деформации.

В качестве дефекта, способного стать критическим зародышем макрофлуктуации деформации (полосы деформации, полосы Людерса или шейки перед разрушением), рассмотрим достаточно малую пластически продеформированную область образца, в которой действует концентратор напряжений и которая ограничена размерами куба со стороной a. Такой дефект развивается за счет избыточной упругой энергии W_1 , сконцентрированной в объеме a^3 . При этом возникает избыточная в объеме a^3 энергия объемного упрочнения W_2 и связанная с развитием рассматриваемого дефекта избыточная поверхностная энергия W_3 . Тогда, энергетическое условие начала самопроизвольного роста макрофлуктуации деформации:

$$\frac{\partial}{\partial a} \left(W_2 + W_3 - W_1 \right) = 0 \tag{1}$$

В самом общем виде избыточную упругую энергию W_1 и избыточную энергию упрочнения W_2 в зародышевой области макрофлуктуации деформации a^3 можно выразить через их удельные значения W_1^* и W_2^* : $W_1 = W_1^* \cdot a^3$, $W_2 = W_2^* \cdot a^3$. Избыточную поверхностную энергию можно определить как

$$W_{3} = \left[3\Delta a_{r}\left(\gamma^{*} + \Delta\gamma^{*}\right) + 2\Delta\gamma^{*}\right]a^{2}$$
⁽²⁾

(γ^* и $\Delta \gamma^*$ – удельная эффективная поверхностная энергия и ее прирост при локализованной пластической деформации Δa_r). Приближенно $W_3 \approx 3\Delta a_r \gamma^* \cdot a^2$. Тогда, для зародыша критических размеров $a \equiv a_c$, из (1) получаем

$$a_{c} = \frac{6\Delta a_{r} \left(\gamma^{*} + \Delta \gamma^{*}\right) + 4\Delta \gamma^{*}}{3\left(W_{1}^{*} - W_{2}^{*}\right)} \approx \frac{2\Delta a_{r} \gamma^{*}}{W_{1}^{*} - W_{2}^{*}}.$$
(3)

Выражение, стоящее в скобках формулы (1) – избыточная свободная энергия W, связанная с зародышем макрофлуктуации деформации и определяемая из сравнения с осредненным по образцу исходным уровнем свободной энергии в области, равной по размерам зародышу макрофлуктуации деформации. До достижения критических размеров зародыша она растет, а далее падает, поскольку вторая производная от выражения в скобках формулы (1) при $a = a_c$ отрицательна, что соответствует максимуму энергии (рис. 3, *a*). Появление зародыша докритического размера термодинамически невыгодно, так как связано с ростом свободной энергии. Его закритический рост сопровождается уменьшением свободной энергии и поэтому термодинамически выгоден.

Введем в рассмотрение удельную энергию W^* распространения области макрофлуктуации деформации как

$$W^* = \frac{W}{a^3} = \frac{1}{a^3} (W_2 + W_3 - W_1).$$
(4)

Отсюда

$$\lim_{a \to \infty} W^* = W_2^* - W_1^* = W_b^* = const < 0.$$
 (5)

То есть величина удельной энергии распространения области макрофлуктуации деформации будет изменяться, как показано на рис. Зб. Обозначим через a_b величину области макрофлуктуации деформации a, при которой

$$\frac{W_3}{a_b^3} = \frac{3\Delta a_r \gamma^*}{a_b} < (0,01...0,05) \cdot |W_2^* - W_1^*|, \qquad (6)$$

что соответствует ситуации, когда стадия зарождения дефекта уже не оказывает существенного влияния на его рост, то есть дефект уже не является зародышем и его следует считать развитым. Тогда, с учетом (3),

$$a_b = (20...100) \frac{3\Delta a_r \gamma^*}{W_1^* - W_2^*} = (30...150) \cdot a_c \approx 10^2 \cdot a_c$$
 (7)

Знаменатель в формулах (3) и (7) – удельная упругая энергия, высвобождаемая за счет образования новой поверхности при макролокализации деформации за вычетом энергии объемного упрочнения (удельная высвобождаемая энергия). Ее можно определить через внутренние характеристики самого зародыша локализации деформации. Так, в соответствии с общими представлениями, $W_1 = \frac{\sigma^2 a^3}{2F} (k_{\text{max}}^2 - 1) (E - модуль упругости; k_{\text{max}} - 1)$



Рис. 3. Зависимости (a) избыточной свободной энергии W и (б) удельной свободной энергии W^* образования области макрофлуктуации деформации от ее размера a.

эффективный коэффициент концентрации напряжений, усредненный по объему a^3 ; σ – внешнее напряжение), а $W_2 = G \cdot b^2 \cdot \Delta \rho \cdot a^3$ (G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; $\Delta \rho$ – превышение плотности дислокаций в рассматриваемом объеме a^3 над их средней плотностью в материале). Тогда, с учетом (2), для критического зародыша из (1):

$$a_{c} = \frac{6\Delta a_{r} \left(\gamma^{*} + \Delta \gamma^{*}\right) + 4\Delta \gamma^{*}}{\frac{3\sigma^{2}}{2E} \left(k_{\max}^{2} - 1\right) - 3Gb^{2}\Delta\rho}.$$
(8)

То есть, возникновение критического зародыша макрофлуктуации деформации определяется общими и локальными характеристиками материала.

Для получения расчетных формул и количественных оценок определим критическую величину зародыша макрофлуктуации деформации с учетом особенностей кривой растяжения $\sigma - \epsilon$, которая является функцией упругой и пластической деформации образца. Будем учитывать, что полосы деформации и полосы Людерса задают два крайних случая. Для первых из них, при достаточно медленной скорости нагружения, когда наблюдаются резкие спады нагрузки при формировании зубцов ПТ, можно считать, что внешние силы не совершают работы при образовании полос деформации и при этом высвобождается запасенная упругая энергия. Тогда величину высвобождаемой энергии можно получить как изменение упругой энергии образца при образовании полосы деформации. Для полос Людерса при формировании площадки текучести наблюдается динамическое равновесие между уменьшением упругой энергии в результате роста полосы Людерса и ее увеличением за счет работы внешних сил. При этом величина высвобожденной энергии по модулю оказывается равной величине работы внешних сил при постоянной нагрузке. Отсюда, учитывая (3) и геометрию областей макролокализации деформации, имеем для полос деформации и полос Людерса на плоском образце, соответственно,

$$a_c \approx \frac{4\Delta a_r \gamma^*}{(2\sigma\sigma_b' - \sigma_b'^2)} \frac{Ew}{l},\tag{9}$$

$$a_c \approx \frac{2\Delta a_r \gamma^*}{\sigma_r \varepsilon_t} \frac{w_L}{l},\tag{10}$$

где σ – среднее напряжение в образце, σ'_b – величина зубца ПТ, E – модуль упругости, l – длина образца, w – ширина полосы деформации, σ_t – напряжение распространения полосы Людерса (нижний предел текучести), ε_t – деформация на площадки текучести (длина площадки текучести), w_L – ширина полосы Людерса (если полоса распространяется на всю длину образца $w_L = l$).

Учитывая, что $\sigma'_b = M \varepsilon_b \frac{w}{l} \approx (0,01...0,1) \sigma$ (где M – эффективный модуль упругости системы образец – машина, ε_b – избыточная деформация в полосе), и принимая $\varepsilon_b \equiv \Delta a_r$, из (9) получаем $a_c \approx \frac{2\gamma^*}{\sigma} \frac{E}{M}$. При достаточно жесткой машине, когда $M \approx E$,

$$a_c \approx \frac{2\gamma^*}{\sigma}$$
 (11)

Для критического зародыша полосы Людерса из (10) при $w_L = l$ и $\Delta a_r \equiv \varepsilon_t$ также получаем формулу (11).

Для АМг6 из (11), при типичных значениях вблизи предела прочности $\gamma^* = 7 \cdot 10^3 \text{ Дж/м}^2$ и $\sigma = 300 \text{ МПа}$, критический зародыш полосы деформации $a_c = 45 \text{ мкм}$, что соответствует размеру зерна. Из (7) $a_b \approx 4 \text{ мм}$, что соответствует толщине образца.

То есть, после дорастания флуктуации деформации до размера толщины образца, она становится практически нечувствительна к этапу своего зарождения.

Важно, что процесс образования полосы деформации или полосы Людерса можно рассматривать как зарождение и рост. Ранее многократно высказывались предположения о том, что полосы деформации и полосы Людерса зарождаются на концентраторах напряжений (например, [6]). В настоящей работе показано, что для развития локализации деформации необходима не только некоторая концентрация напряжений, но и образование зародышевой области определенных критических размеров. Условие существования критического зародыша макрофлуктуации деформации как условие максимума на кривой зависимости изменения свободной энергии от размера растущего дефекта, появляется вследствие того, что размер зародыша входит в слагаемые (1) в разных степенях. Таким образом, локализация деформации, как механизм создания новой поверхности, оказывается обязательным условием потери устойчивости пластической деформации, возникающей по причине самопроизвольного роста макрофлуктуации деформации. Существование этапа зарождения полос деформации подтверждается экспериментально с использованием тепловизионного метода.

Однако термодинамическое условие критического зародыша макрофлуктуации деформации является только необходимым, но недостаточным для потери устойчивости. Кроме того, между критическими зародышами полосы деформации и полосы Людерса, а также шейки перед разрушением, отсутствуют какие-либо принципиальные отличия. Поэтому появление различных типов неустойчивости пластической деформации обусловлено разными условиями закритического роста областей локализации деформации, то есть кинетикой процесса [4]. В то же время, формирующиеся в ходе макролокализации деформации тепловые поля оказываются фактором обратной связи, обеспечивающим самоорганизацию полос деформации.

Таким образом, результаты настоящей работы наглядно показывают, что масштабные уровни, отвечающие размерам зародыша макрофлуктуации деформации и собственно области макрофлуктуации деформации, являются определяющими для явлений неустойчивости пластической деформации.

Список литературы

- 1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Макаров П.В. и др. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: в 2 т.– Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1995.– Т. 1.– 298 с.– Т. 2.– 320 с.
- 2. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994. 383 с.
- 3. Сю Д., Мейр А. Современная теория автоматического управления и ее применение. М.: «Машиностроение», 1972. 544 с.
- 4. Криштал М.М. Взаимосвязь неустойчивости и мезоскопической неоднородности пластической деформации. Сообщения I, II. // ФММ. 2001. Т. 92. № 3. С.89–112
- Криштал М.М. Особенности образования полос деформации при прерывистой текучести. // ФММ. 1993. Т.75. Вып.5. С.31–35
- 6. Коттрел А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. М.: Гос. н. т. изд. лит. по черной и цветной металлургии. 1958. 267 с.

УДК 539.2

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Федоров В. А.¹⁾, Ушаков И. В.¹⁾, Пермякова И. Е.¹⁾, Калабушкин А. Е.²⁾

¹⁾ Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина <u>feodorov@tsu.tmb.ru</u>

²⁾ Санкт-Петербургский государственный политехнический университет

введение

Металлические стекла (МС) привлекают внимание в связи с решением научных проблем по влиянию многокомпонентного взаимодействия на повышение аморфизирующихся способностей и процессы наноструктурирования [1]. Особенности этого взаимодействия могут быть выявлены, в частности, при исследовании структуры метастабильных фаз, близких по составу к исходному, образующихся на начальных стадиях кристаллизации МС.

Изучение и подробный анализ структурных состояний, реализующихся при переходе из аморфного в кристаллическое состояние, а также их влияние на физикомеханические свойства МС, относятся к ряду наиболее интересных проблем физики неупорядоченных систем [2, 3]. При интерпретации экспериментальных данных по процессам кристаллизации необходимо учитывать два важных обстоятельства. Вопервых, при использовании определенных типов термообработки можно пропустить некоторые стадии эволюции структуры и наблюдать лишь определенные этапы ее развития. Во-вторых, в зависимости от условий термообработки, а также внутренних параметров системы характер изменения структуры МС может сильно различаться, а кристаллизация будет приводить к образованию существенно различных структурных состояний. Поскольку свойства материалов в своем большинстве являются структурночувствительными, знания об особенностях эволюции структуры и возможностях создания того или иного структурного состояния оказываются чрезвычайно важными.

Известно, что кристаллизация из неупорядоченной фазы в упорядоченную может идти по механизму зарождения и роста или путем спиноидального распада [4]. Механизм кристаллизации может, в свою очередь, определяться как условием термообработки, так и состоянием аморфной фазы непосредственно перед кристаллизацией.

Отжиг МС приводит к стабилизации исходной аморфной структуры за счет процессов релаксации и кристаллизации. Понимание природы и микроскопических механизмов этих процессов открывает возможность обоснованного выбора условий (режимов получения, соотношений элементов в химическом составе) для создания стабильных по отношению к кристаллизации МС.

Целью работы являлось изучение морфогенеза поверхностных слоев, характера роста кристаллов из аморфной матрицы и особенностей эволюции структуры МС при кристаллизации, вызванной термической обработкой.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследования проводили на металлическом стекле 82К3ХСР, полученном методом спиннингования. Толщина ленты 30 мкм, состав: 75,4%Со + 3,5%Fe + 3,3%Сr + 17,8%Si (вес.%). Перед испытанием образцы подвергали отжигу в печи при T_{an} = 373–888 K с выдержкой t = 10 мин при каждой температуре.

Рентгенографические исследования аморфности структуры и фазовые превращения в исследуемом МС проводили методом Дебая – Шеррера с использованием рентгеновского излучения с длиной волны $\lambda_{Coal} = 1,7888$ Å при напряжении U = 7 кВ и током в трубке I = 10 мА. Фазовый анализ проводили по общепринятой методике [5].

Рентгеновские дифракционные картины регистрировались в рентгеновской камере (РКУ-114), позволяющей фиксировать линии с углами отражения от 4^0 до 85^0 , на пленке при ассиметричной закладке [6]. Асимметричная съемка позволяет повысить точность определения углов 9, а значит, и межплоскостных расстояний.

Поверхность ленты МС до и после термической обработки исследовалась оптической микроскопией.

Дифференциально-сканирующую калориметрию проводили с помощью калориметра Rigaku-Denki DSC-8230. По данным ДСК экзотермический пик соответствует температуре кристаллизации исследуемого МС, которая составила 829 К.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

1. Морфология кристаллов, выделяющихся на поверхности отожженного металлического стекла. Фрактальный анализ дендритной кристаллизации

Изучен морфогенез поверхностных слоев и характер роста кристаллов из аморфной фазы. После отжига при 688 К $< T < T_{crys}$ на поверхности наблюдается локальная дендритная кристаллизация (рис. 1 *a*), не распространяющаяся в глубь аморфных фольг, а также выделение кристаллов кубической формы (рис. 1 *б*) [7].

Первичными кристаллами являются дендриты ($T_{an} \approx 613$ К). Дендритная кристаллизация расценивается как еще одно свидетельство отсутствия первоначальной микрокристаллической структуры, поскольку при ее наличии можно было бы ожидать рост кристаллов более правильных форм с евклидовой размерностью. При приближении температуры отжига к температуре кристаллизации МС обнаружены кубические кристаллы с плоскими гранями и прямыми ребрами.



Рис. 1. Типичный вид кристаллов, выделяющихся на контактной стороне ленты МС в преддверии объемной кристаллизации.

Система с ближним порядком, который лежит в основе структуры металлических стекол, является метастабильной системой. Рост двух видов кристаллов на поверхности – это альтернативный выбор перехода системы в равновесное состояние при сложных процессах самоорганизации в исследуемом материале, предшествующих объемным перестройкам. Данный выбор реализуется в двух формах упорядочения – дендритах и кубических кристаллах, с фрактальной и евклидовой размерностями, соответственно [8].

Для первичных дендритов (рис. 1, *a*) проведен расчет фрактальной размерности (рис. 2).



Рис. 2. Число ячеек *N* размером $\delta \times \delta$, необходимых для покрытия границ дендрита, как функция шага δ (мкм) в логарифмических координатах.

Методика состояла в выполнении дискретной аппроксимации области, содержащей дендрит, путем разбиения цифрового изображения микрофотографии равномерной сеткой с длиной стороны квадрата δ [9]. Далее проводился анализ полученных компьютерных изображений, позволяющий вычислить фрактальную характеристику. Прямая в двойных логарифмических координатах (рис. 2) соответствует зависимости $N(\delta) = a \delta^{1-D}$ и построена по результатам измерений. Фрактальная размерность, определенная по углу наклона прямой составила: $D = 1,72 \pm 0,01$. Оценка фрактальной размерности при иных условиях обработки MC позволит говорить о механизмах и кинетике роста кристаллов.

По мере увеличения температуры отжига изменяется морфология дендритов. Отдельные дендриты объединяются в скопления, обрастают ветвями (рис. 3, *a*, *б*). Кубические кристаллы также образуют колонии (рис. 3, *в*, *г*).

Причины раннего появления кристаллических областей обусловлены рядом факторов. Во-первых, известно, что переход MC из метастабильного в стабилизированное состояние сопровождается уменьшением избыточного свободного объема. Изменение объема ведет к уменьшению упругой энергии [10], причем вблизи поверхности это уменьшение происходит более интенсивно. Повышенная субмикропористость поверхности исследуемых образцов MC должна способствовать ее ускоренному процессу кристаллизации. Во-вторых, происходит перераспределение химических элементов, которое вблизи поверхности протекает более интенсивно, чем в объеме MC. Возникновение концентрационных градиентов, обусловленных избирательным окислением и сегрегацией легирующих элементов в поверхностных слоях лент MC, приводит к локальному уменьшению температуры кристаллизации на поверхности [11].



Рис. 3. Поверхность МС, содержащая локальные области с кристаллами, $T_{an} = 823$ К: a, δ) дендриты; e, c) кристаллы правильных форм.

2. Особенности процессов окисления и сегрегации химических элементов термически обработанных лент металлического стекла

В настоящее время установлено, что многие свойства MC в значительной степени зависят от соотношения концентраций легирующих элементов и их химического состояния в поверхностных слоях аморфных лент. Формирование состава поверхности, который, как правило, отличается от объемного элементного состава ленты, происходит непосредственно в процессе получения MC.

Отжиг в пределах аморфного состояния приводит к перераспределению и сегрегации компонентов в объеме и на поверхности МС. При рассмотрении механизма образования сегрегационных зон необходимо учитывать роль процессов окисления.

Известно, что уже при комнатной температуре на поверхности многих металлов при соприкосновении с воздухом образуется тончайший слой окислов. Чтобы окисная пленка имела защитные свойства от дальнейшего окисления, она должна быть сплошной, хорошо сцепляющейся с основным металлом и имеющей близкий к нему коэффициент теплового расширения, а также не разрушаться в агрессивной среде.

Толщина пленок, образовавшихся при взаимодействии металла с сухим воздухом или окислителями, зависит от рода металла, характера среды, температуры и других факторов. По толщине пленки можно разделить на следующие три группы: а) тонкие невидимые, обнаруживаются косвенными методами (толщина менее 40 нм); б) средней толщины, дающие цвета побежалости (толщина 40-500 нм); в) толстые видимые (толщина выше 500 нм).

Повышение температуры является важным фактором, влияющим на скорость окисления металла. С повышением температуры скорость газовой коррозии, как правило, увеличивается [12].

Исследуемые ленточные образцы МС отжигались вплоть до предплавильных температур. Вследствие чего они были подвержены коррозии, которая проявлялась в появлении на поверхности цветов побежалости при температурах отжига выше температуры кристаллизации: $T_{an} \approx 943$ К – желтый, $T_{an} \approx 1053$ К – голубой, $T_{an} \approx 1088$ К – фиолетовый, $T_{an} \approx 1143$ К – зеленый, $T_{an} \approx 1183$ К – серебристо-матовый цвет [8].

Анализируя концентрационные профили распределения химических элементов в поверхностных слоях, полученные с помощью рентгеноэлектронной спектроскопии для различных МС [13-16], установлено, что поверхность МС обогащена атомами металлоида, причем их содержание в 2-3 раза больше чем в объеме. По-видимому, данная тенденция в распределении легирующего элемента – кремния сохраняется и в исследуемом сплаве.

Наблюдаемая опережающая кристаллизация поверхности исследуемого МС, связана с пониженной устойчивостью сегрегационных образований атомов кремния, локализованных в приповерхностных слоях аморфной ленты. Релаксация аморфной атомной структуры приводит к уменьшению термодинамической активности металла – кобальта, основы изучаемого МС. Этот факт подтверждается исследованиями [17, 18] из которых следует, что термообработка способствует снижению химического потенциала кобальта в аналогичном MC системы Co-Fe-Si-B, по отношению к другим компонентам сплава вследствие релаксации структуры. В процессе отжига диффузионный «распад» сегрегаций кремния под действием градиента химического потенциала приводит к уменьшению концентрации атомов аморфизатора до значений ниже предельных, определяющих возможность аморфизации, и к появлению зародышей кристаллизации [13, 19, 20]. Миграция атомов Si в более глубокие слои должна, по-видимому, способствовать дальнейшему распространению фронта кристаллизации в поверхности МС. Наличие областей, обедненных атомами аморфизатора, приводит к образованию при увеличении температуры термической обработки некоторой элементарной конфигурации атомов основного компонента МС, неизбежно переходящей в кристаллическое состояние (выделение фаз кобальта).

3. Структурные изменения при отжиге металлического стекла

При нагреве аморфные сплавы кристаллизуются при определенной температуре и, хотя в результате кристаллизации образуются равновесные фазы, процесс кристаллизации крайне сложен, в ходе него происходит выделение нескольких метастабильных фаз [11, 21].

Первые кристаллы на поверхности MC – это выпадение не кристаллической фазы чистого металла или его химических соединений с металлоидами, а окислы: CoO, Fe₂O₃, так как отжиг проводился в воздушной атмосфере.

Образование, укрупнение фаз и дальнейшую кристаллизацию можно объяснить процессами перераспределения элементов сплава на поверхности. Процессы диффузионной гомогенизации аморфных фольг способствуют завершению релаксации внутрифазового расслоения на поверхности лент, порождая тонкий защитный слой, подвергающийся взрывной кристаллизации.

Отжиг при $T_{an} = 373-653$ К не приводит к нарушению рентгеноаморфности исследуемого МС. С увеличением температуры происходит лишь изменение ширины характерного для аморфной структуры диффузионного максимума интенсивности (аморфного гало), что соответствует структурным перестройкам, связанным с изменениями степени регулярности ближнего порядка МС.

Отжиг при $T_{an} = 688$ К приводит к началу постепенного распада исходной аморфной структуры. Появление первой рентгеновской линии, свидетельствует об образовании первых кристаллов в объеме матрицы MC, идентифицируемых с фазой α -Со с ГПУ решеткой (a = b = 2,514 Å, c = 4,105 Å), межплоскостным расстоянием d/n = 1,066 Å и индексами интерференции *HKL* = 201.

С увеличением температуры термической обработки до 723 К на дифрактограммах исследуемых образцов МС происходит увеличение числа дифракционных линий, принадлежащих кристаллическим фазам, что говорит об увеличении интенсивности протекания процессов кристаллизации. Кроме α -Со появляются кристаллические фазы β -Со с ГЦК решеткой (a = b = c = 3,554 Å), межплоскостное расстояние d/n = 1,021 Å, индексы интерференции *HKL* = 222, а также соединения CoSi с гексагональной решеткой (a = b = 5,136 Å, c = 6,280 Å), d/n = 1,112 Å, *HKL* = 400.

При приближении температуры отжига к температуре кристаллизации $(T_{an} = 829 \text{ K})$ на рентгенограмме удалось идентифицировать восемь линий (см. табл. 1), имеющих различную интенсивность.

Таблица 1. Интенсивности линий на рентгенограммах при температуре отжига MC 829 К и соответствующие им расчетные углы, их синусы и межплоскостные расстояния.

| Номер линии | Ι | 9 | sin <i>9</i> | D _{HKL} |
|----------------|---------------|--------|--------------|------------------|
| 1 | Очень слабая | 31° | 0,515 | 1,7366 |
| 2 | Слабая | 42° | 0,669 | 1,3367 |
| 3 | Средняя | 49° | 0,754 | 1,1851 |
| 4 | Средняя | 50°30′ | 0,772 | 1,1591 |
| 5 | Сильная | 52° | 0,788 | 1,1351 |
| 6 | Очень сильная | 53°15′ | 0,801 | 1,1163 |
| 7 | Сильная | 55°45′ | 0,827 | 1,0821 |
| 8 | Средняя | 60°30′ | 0,870 | 1,0277 |

Для расчета углов и повышения точности замеряли расстояния между парами линий *L*, симметрично расположенных относительно выходного отверстия на пленке. Значение углов *9* рассчитывали по формуле:

$$\mathcal{G} = 2L \frac{114}{2D_{k_{2}\phi}},\tag{1}$$

где $D_{k_{2}\phi}$ – эффективный диаметр камеры. После уточнения расчетов по приводимой в [5] схеме вычислены значения sin ϑ , которые приведены в таблице 1.

В условиях съемки без селективного фильтра возникает необходимость разделить линии, полученные за счет β – излучения, от линий, полученных за счет α – излучения. В кристаллитах, ориентированных таким образом, что угол скольжения по отношению к плоскости с индексами (*hkl*) определяется из соотношения Вульфа-Брэгга

$$\sin \vartheta_{\alpha} = \frac{n\lambda_{\alpha}}{2d_{hkl}},\tag{2}$$

плоскости (*hkl*) окажутся в отражающем положении для $\lambda_{K\alpha}$ – излучения. В то же время для других кристаллитов условия дифракции для тех же плоскостей могут выполняться для $\lambda_{K\beta}$ – излучения. В этом случае

(4)

$$\sin \theta_{\beta} = \frac{n\lambda_{\beta}}{2d_{hkl}} \quad . \tag{3}$$

Из (2) и (3) следует, что
$$\frac{\sin \theta_{\alpha}}{\sin \theta_{\beta}} = \frac{\lambda_{\alpha}}{\lambda_{\beta}} \approx 1,09$$
, таким образом
 $\sin \theta_{\beta} \approx \sin \theta_{\alpha} / 1,09.$

При этом β – линии должны быть слабее по интенсивности, чем α – линии, образовавшиеся при отражении от аналогичных плоскостей. Кроме того, они должны быть расположены под меньшими углами \mathcal{G} , так как $\lambda_{\beta} < \lambda_{\alpha}$. Все перечисленные условия выполняются для третьей линии на дифрактограмме: 1) она имеет среднюю интенсивность; 2) при делении значения sin 97 седьмой линии сильной интенсивности на 1,09 получаются значения sin \mathcal{G}_{3} , соответствующие именно третьей линии; 3) третья линия расположена под меньшим углом 9 (3 линия - 49°; 7 линия - 55°45′). Согласно [5], первая линия рентгенограммы, снятой без фильтра, чаще всего оказывается β – отражением. Тем не менее, не стоит исключать тот факт что первая и третья линии, кроме β – излучения, могут быть обусловлены влиянием кристаллитов, т.к. исследуемое МС многокомпонентное, и возможно образование многих вариантов разнообразных соединений, входящих в его состав, интенсивности линий которых пропорциональны количеству фаз в системе. Таким образом, достоверная идентификация кристаллических фаз, дающих множество дифракционных линий слабой интенсивности на рентгенограммах отожженных МС при температурах объемной кристаллизации осложнена. Дифракционные линии 1 и 3 имеют одинаковые табличные значения межплоскостного расстояния d/n с точностью ± 0.01 Å [5] и могут соответствовать кристаллическим фазам следующего состава: 1 линия – Fe₃Si, CoCr, FeCr, Cr₅Si₃; 3 линия – Co₂Si, CoSi, Fe₅Si₃, FeCr.

Дифракционные линии 2, 4, 5-8 однозначно определены (см. табл. 2).

Таблица 2. Кристаллические фазы, выделяющиеся при температуре $T_{an} = 829$ K, их тип, параметры решетки и межплоскостное расстояние

| Кристаллические | Тип | Параметры | Межплоскостное | |
|---------------------------------|-------------------|-----------------------------------|----------------|--|
| фазы | решетки | решетки | расстояние | |
| Cr ₅ Si ₃ | тетрагональная | a = b = 9,128 Å, c = 4,654 Å | 1,326 Å | |
| CrSi | гексагональная | a = b = 5,335 Å, c = 2,065 Å | 1,155 Å | |
| CrSi | i ekedi ondibildi | a = b = 5,335 Å, c = 2,667 Å | 1,089 Å | |
| α-Co | ГПУ | a = b = 2,514 Å, c = 4,105 Å | 1,066 Å | |
| <i>β</i> -Co | ГЦК | a = b = c = 3,554 Å | 1,021 Å | |
| CoSi | гексагональная | a = b = 5,136 Å, c = 6,280 Å | 1,112 Å | |

Интенсивность рентгеновских линий α и β -Со при $T_{an} = 829$ К еще более увеличивается по сравнению с более низкими температурами, что указывает на возрастание объемной доли этих фаз в MC.

При *T_{an}* ≥ 829 К происходит кристаллизация всего объема исследуемого металлического стекла.

выводы

1. Установлено, что процесс кристаллизации в лентах МС на основе кобальта обнаруживается вначале в тонком поверхностном слое. Причинами являются: повышенная дефектность поверхности МС, уменьшение полной поверхностной энергии, более легкое протекание процессов диффузии и релаксации напряжений в поверхностном слое, локальное изменение химического состава.

2. Рост кристаллов двух форм упорядочения (дендритной и кубической) при поверхностной кристаллизации MC системы Co-Fe-Cr-Si – это альтернативный выбор перехода системы в равновесное состояние при сложных процессах самоорганизации в исследуемом материале, предшествующих объемным перестройкам.

3. Процесс кристаллизации исследуемого МС можно разделить на два этапа. На первом этапе фазовых превращений при переходе из аморфного в равновесное кристаллическое состояние происходит выделение фаз кобальта (ГЦК и ГПУ). На втором этапе – образование комплексов фаз: металл-металлоид исследуемого сплава.

Авторы выражают благодарность проф. В.А. Хонику (Воронежский государственный педагогический университет) за предоставленные для исследований образцы MC и данные ДСК.

Список литературы

- 1. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2001. 224 с.
- 2. Аморфные металлические сплавы: Сб. науч. тр. / Под ред. Ф.Е. Люборского. М.: Металлургия, 1987. 584 с.
- Металлические стекла. Вып. 1: Ионная структура, электронный перенос и кристаллизация: Сб. науч. тр. / Под ред. Г. Гюнтеродта и Г. Бека. М.: Мир, 1983. 376 с.
- 4. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. М.: Мир, 1978. Т. 1. 806 с.
- 5. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электроннооптический анализ – М.: МИСиС, 2002. – 360 с.
- 6. Васильев Д.М. Дифракционные методы исследования структур М.: Металлургия, 1977. 248 с.
- Ушаков И.В., Федоров В.А., Пермякова И.Е., Зенякова Н.А., Потапова О.А. Характер кристаллизации металлического стекла 82КЗХСР, подвергнутого термической обработке // Тез. докл. Десятая национ. конф. по росту кристаллов. НКРК-2002 (24–29 ноября 2002 г., Москва). – 2002. – С. 34.
- 8. Федоров В.А., Ушаков И.В., Пермякова И.Е. Особенности изменения механических свойств и кристаллизация отожженного металлического стекла на основе кобальта // Металлы. – 2004. – № 3. – С. 99-108.
- 9. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогаев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении М.: Наука, 1994. 382 с.
- 10. Бетехтин В.И, Кадомцев А.Г., Толочко О.В. Врожденная субмикропористость и кристаллизация аморфных сплавов // ФТТ. – 2001. – Т. 43. – Вып. 10. – С. 1815-1820.

- Кёстер У., Герольд У. Кристаллизация металлических стекол. // Металлические стекла. Ионная структура, электронный перенос и кристаллизация: Сб. науч. тр. / Под ред. Г.-Й. Гюнтеродта и Г. Бека. – М.: Мир, 1983. – С. 325-371.
- 12. Клинов И.Я. Коррозия химической аппаратуры и коррозионностойкие материалы. М.: Машиностроение, 1967 468 с.
- Пустов Ю.А., Балдохин Ю.В., Опара Б.К., Колотыркин П.Я., Овчаров В.П., Кислогубов И.А. О термической стабильности аморфного сплава Fe-Cr-В // Физика металлов и металловедение. – 1988. – Т. 65. – Вып. 1. – С. 159-167.
- Пустов Ю.А., Балдохин Ю.В., Лабутин В.Ю., Опара Б.К., Овчаров В.П., Колотыркин П.Я., Кислогубов И.А. Процессы окисления и сегрегации элементов при изотермическом отжиге аморфного сплава Fe-Cr-В // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1989. – № 11. – С. 130-138.
- Лабутин В.Ю., Нефедов В.И., Макогина К.И., Юдина Л.А., Юдин В.В. Рентгеноэлектронное и электронно-микроскопическое исследования аморфных сплавов Fe₆₇Ni₆Si₁₁Bi₁₆ и Fe₅Co₇₀Si₁₅B₁₀ // Поверхность. Физика, химия, механика. 1986. № 12. С. 95-101.
- 16. Круткина Т.Г., Решетников С.М., Самойлович С.С. Изучение сопротивления коррозии магнитомягких аморфных сплавов на основе кобальта // Вестник Удмуртского университета. 1994. № 6. С. 61-70.
- 17. Куценок И.Б., Соломонова И.В., Томилин И.А. Термодинамическая стабильность аморфных металлических сплавов // Журнал физической химии. – 1992. – Т. 66. – № 12. – С. 3198-3204.
- 18. Васильева О.Я., Куценок И.Б., Томилин И.А. Термодинамические свойства аморфной металлической системы Co-Fe-Si-B // Журнал физической химии. 1993. Т. 67. № 6. С. 1153-1155.
- Baldokhin Yu.V., Goldanskii V.I., Kolotyrkin P.Ya., Opara B.K., Pustov Yu.A. Application of Mossbauer spectroscopy for studies of the effect of structural relaxation processes on the electrochemical behaviour of Fe-Cr-B amorphous alloys // The fourth Japan – USSR corrosion seminar. Tokyo. Japan. – 1985. – P. 309-318.
- 20. Паташинский А.З., Якуб И.С. Релаксационное состояние вблизи точек расслоения // ФТТ. – 1976. – Т. 18. – № 12. – С. 3630-3636.
- Скаков Ю.А. Фазовые превращения при нагреве и изотермических выдержках в металлических стеклах // Итоги науки и техники. Сер. Металловедение и термическая обработка. - 1987. – Т. 21. – С. 53-96.

УДК 534.2

ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СОУДАРЕНИЯ С ПОТОКАМИ ДИСКРЕТНЫХ УДАРНИКОВ

Ушеренко С. М.¹⁾, Шипица Н. А.²⁾, Коршунов Л. Г.³⁾, Зельдович В. И.³⁾

- ¹⁾ БНТУ, Минск, Беларусь, <u>sheryl@newmail.ru</u>
- ²⁾ НИИ ПМ НАН Б, Минск, Беларусь, <u>shipitsa nik@mail.ru</u>
- ³⁾ Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, zeldovich@imp.uran.ru

Необходимо знание характеристик материалов защитных преград и оболочек, проявляющихся в широком диапазоне условий ударного нагружения. Использование для расчетов данных, полученных для этих материалов в условиях статики, неприемлемо. Их отклонение от результатов в условиях динамики составляет сотни процентов. В результате исследований аномалии ударного взаимодействия – сверхглубокого проникания дискретных частиц (СГП) – было установлено скачкообразное падение динамической прочности металлических преград. Относительная глубина проникания в условиях СГП составляет 10^2 - 10^4 от определяющего размера ударника, а при обычном ударе не превышает 6 – 12. Уменьшение динамической прочности металлических преград в режиме СГП на 1 – 3 порядка, предполагает существование качественно новых механизмов пробивания. Соударения пылевых сгустков с оболочками авиационных и космических аппаратов могут происходить в режиме СГП [1], а определение реальной защитной функции различных металлов и сплавов является актуальной практической задачей.

Введение

Сформировавшиеся в течение многих сотен лет представления о существовании барьерного ограничения при формировании кратерных структур опираются на многочисленные эксперименты и модельные подходы. Сущность такого барьерного ограничения заключается в том, что единичный объем материала преграды в открытой системе ударник – преграда может аккумулировать конечную величину энергии, определяемую константами энергоемкости данного материала. Излишки энергии в этих случаях должны быть выброшены из системы. В связи с этим увеличение энергии соударения не приводит к преодолению барьерного ограничения в 6-12 калибров ударника. При проникновении ударников в условиях сверхглубокого проникания реализуется закрытая система взаимодействия ударник – преграда, а, следовательно, барьерное ограничение не действует [2]. Этот переход от реализации открытой системы взаимодействия (ударник – преграда) при макроударе к закрытой системе при СГП приводит к увеличению относительной глубины проникновения в 10 – 1000 раз. Соответственно появляются и другие отклонения от известных в области макро удара зависимостей, в том числе, уменьшение динамической прочности материалов защитных оболочек.

Столь значительное падение сопротивления при введении дискретных потоков пылеобразных частиц может объясняться только качественным изменением механизма ударного взаимодействия. Одним из обязательных условий падения динамической прочности должно являться исчезновение статической прочности металлического твердого тела, т. к. она составляет свыше 90% общего сопротивления проникновению [2]. Такое допущение требует физических обоснований. Простое предположение о проплавлении узкой канальной зоны в процессе соударения с микро ударником не выдерживает элементарной энергетической оценки. Развитие же представлений об образовании специфических трещин потребовало в дальнейшем слишком много дополнительных допущений. В частности, при его принятии не удается объяснить эффекты объемного упрочнения металлических заготовок. В ряде работ [2] выдвигается гипотеза исчезновения статической составляющей сопротивления при ударном проникновении, объясняемого тем, что оно происходит в период незавершенного динамического перехода. В этих условиях, когда произошел распад старой фазы, а новая фаза еще не образовалась, материал локальной области, где происходит процесс проникновения, не имеет ближних связей и обладает характеристиками плотной плазмы. Такая гипотеза позволяет объяснить совокупность полученных результатов, не требуя чрезмерных дополнительных допущений, и, что не менее важно, может быть проверена. В данной работе рассмотрен вариант такой проверки, выполненной на основе расчета результатов проникновения в марганцовистую сталь (у- фаза).

Анализ результатов взаимодействия потока частиц SiC со стальной преградой

В рамках исследований, финансируемых РФФИ и БФФИ, был выполнен цикл экспериментов по соударению различных металлов и сплавов в режиме СГП с пылеобразными сгустками порошковых частиц. Во всех случаях для реализации процесса использовались традиционные взрывные ускорители, разгоняющие дискретные частицы с размерами менее 0,2 ×10⁻³м в диапазоне скоростей 300 – 3000 м/с.

В ходе экспериментальных исследований было установлено, что в процессе СГП в сталях протекают локальные динамические фазовые переходы [3], т.е. в этих зонах кумулируется кинетическая энергия соударения и возникают скачки давления. Уровень таких скачков составляет не менее 0,8-1,2 ГПа, что на 1–2 порядка выше, чем фоновое давление в материале преграды. Приведенные в работе [4] результаты исследования марганцовистых сталей (γ -фаза) показывают, что в этих сталях формируются канальные структуры, плотность которых в единичной площадке выше, чем у сталей с α -фазой, обработанных в аналогичных условиях. На основании рассматриваемой гипотезы о кумуляции вводимой энергии в локальных зонах увеличение плотности канальных образований, т. е. снижение динамической прочности, происходит за счет локального выделения дополнительной энергии $\gamma \rightarrow \alpha$ динамического фазового перехода. Следовательно, в единичный объем нагружаемого материала защитной преграды должно вводиться энергия (e_i)

$$\mathbf{e}_{\mathrm{i}} = E_k / V_t + E_p / V_t$$

где $E_{k,}, E_p$ –кинетическая и потенциальная энергия вводимые в материал преграды, V_t – объем преграды.

При обработке аустенитных сталей в режиме СГП объем материала, в котором произошло $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, определяли магнитным методом. Соответственно величину дополнительно выделившейся потенциальной (свободной) энергии можно определить как произведение объема материала, претерпевшего фазовое превращение, и удельной энергии фазового перехода стали. При такой постановке задачи количество канальных образований в поперечном сечении аустенитной стали можно определить из соотношения

$$N = E_{\Sigma} / A_{fi} ,$$

где $E_{\Sigma} = e_i \cdot V_t$, а A_{fi} – удельная энергия каналообразования для данного режима СГП (показанная в работе [2]). В результате такой расчетной проверки для марганцовистых аустенитных сталей по схеме традиционной обработки в режиме СГП получена плотность канальных образований $N/V_t = 300 - 700 \text{ мм}^{-2}$. Эти расчетные результаты хорошо соответствуют экспериментальным, приведенным в работе [4].

Проверялось соблюдение известной зависимости глубины пробивания от исходной прочности материала преграды. В качестве критерия для оценки использовалась толщина преграды, которая обеспечивала торможение потока микро ударников. В системе железо и его сплавы (стали) было зарегистрировано проникновение их на глубины в сотни миллиметров. В преграде из технически чистого железа, имеющего исходно самую низкую динамическую прочность, глубина проникания составила ≈ 200 мм. В различных углеродистых сталях, обладающих существенно более высокой динамической прочностью глубины проникания составили ≈220 – 240 мм (в том же режиме нагружения),а использование инструментальной стали (типа HSS) позволило устойчиво регистрировать глубины ≈300 мм. Во всех этих случаях возрастание неоднородностей плотности и структуры по объему преграды приводило к увеличению глубины проникновения и соответственно, к падению защитных характеристик

металлических оболочек. Не было подтверждено соблюдение известной зависимости глубины пробивания от динамической и статической прочности материала. В экспериментальных исследованиях СГП получен следующий ряд эффективности торможения (динамической прочности) в сторону убывания: Cu, Al, Ti, Fe.

Заключение

Анализ полученных результатов показал, что основную ответственность за эффективность торможения (динамическую прочность) несут физические процессы при кумуляции энергии в конкретном защитном материале, в том числе, процессы, протекающие при локальных динамических фазовых переходах. Выполнена проверка гипотезы о существовании зависимости СГП от параметров локальных динамических переходов и показана перспективность данного модельного подхода для решения расчетных задач. Можно утверждать, что использование физико-механических характеристик материалов (полученных в статических и в традиционных динамических экспериментах) для создания защиты в условиях СГП нецелесообразно.

Список литературы

- 1. Опасные факторы при взаимодействии пылевых сгустков с металлическими мишенями./С.М. Ушеренко, В.П. Кирилюк, А.И. Белоус и др. //Сборник научных трудов НГУ №18.-Днепропетровск: РИК НГУ, 2003. –С.65 – 74.
- Ушеренко С.М. Современные представления об эффекте сверхглубокого проникания / ИФЖ. 2002.Т.75,№3. –С.183 – 198.
- 3. Структурные изменения в железоникелевых сплавах, вызванные действием высокоскоростного потока порошковых частиц. 2.Эффекты сверхглубокого проникания./В.И. Зельдович, И.В. Хомская, Н.Ю. Фролова и др.//ФММ. 2002.Т.93,№5. –С.86-94.
- 4. Структура и износостойкость стали Гадфильда, подвергнутой воздействию ускоренного взрывом потока частиц SiC./Л.Г. Коршунов, С.М. Ушеренко, О.А. Дыбов и Н.Л. Черненко//ФММ. 2002.Т.94,№1.-С.90-98

UDK 669.0.46.539.382.2.

ELECTROSTIMULATED RESTORATION OF RESOURCES DURING FATIGUE TESTS

Gromov V. E., Sosnin O. V., Konovalov S. V., Tsellermaer V. V.

Siberian State University of Industry, Novokuznetsk, Russia gromov@physics.sibsiu.ru

In this article the technique of controlling the accumulation of steel failure in the process of fatigue tests with the help of measuring the velocity of ultrasound propagation is discussing. So we found that the dangerous stage of development fatigue failures had appeared at the beginning of the third stage of abrupt decline of the dependence of ultrasound velocity on the number of loading cycles. The way of restoration of workability of products

with the help of powerful pulses of electric current increasing the resources of work up to 20-30% in this report was suggested.

Introduction

The fatigue strength and durability are the most important criteria for estimating the capacity for work and resource of constructions and details. Their role especially increases for the modem high-loaded and very important products, which were under the influence after cyclic loads in low-cycle fatigue. The prediction of the rest resource of details in time of fatigue loading is a complicated problem [1].

The data about the fatigue limit received during the drawing of the so-called Veler curve gave the possibility to estimate only the average characteristics of materials, this essentially restricts progress in increasing the safety of machines and mechanisms [2]. The fatigue failure usually has a sudden character, and its approach was not accompanied by any noticeable outer signs. Microscopic investigation showed that during the fatigue the gradual accumulation of microfailures further lead to the growing of fatigue cracks transmitting into a catastrophic growth of the main failure macrocrack [1,2,3]. The presence of the long preparatory stage was necessary to find the delay of final period of the fatigue process at the presence of structural transformations. In this work the choice of ultrasound velocity has a lot of advantages in characteristic of structural changes in steels and alloys, and method of delaying the development of defects and restoration of their workability is suitable for using on details and products whose were worked out.

Results and discussion

The velocity of ultrasound spreading v in metals and alloys is the informative parameter of structure change [4,5]. Although it is determined by modulus of elasticity (G is for the longitudinal waves) and density of material ρ i.e. $v=(G/\rho)^{1/2}$, but practically all structural changes made by that treatment or deformation bring to small but measurable changes in v. The use of measuring v for the diagnostics of material during the fatigue loading proved to be useful. The data about the changes in v during the fatigue tests of samples from steels and alloys of curved vibrations had been given in Fig. 1. Changes were made on ISP-12 device by autocirculation method. This method is accessible to make in real conditions on working units and constructions [4].



Fig.1. Relative change of ultrasound velocity in time of fatigue tests of samples from steels 70CrMnSi (0,7%C, <l%Cr, <l%Mn, <l%Si) (1, σ =160 MPa), Cr18Ni10Ti (0,08%C, 18%Cr, 10%Ni, <l%Ti) (2, σ =80 MPa) A, B are the ranges of usual and electrostimulated failure.

The dependence of velocity v on the number of loading cycles *N* consists of three successive stages with different rates of numerable changes. The understanding should be achieved during analysis of microstructural changes in material under the fatigue tests. It shows that during the fast and second stages the accumulation of elastic distortions of a crystalline lattice takes place, it increases in dislocation density, but during the approach of the third stage, the mass sliding of dislocations and activation of surface layers occur. Natural, after the beginning of steep decline of v(N) dependence the signs of sample failure such as microcracks of >10 microns size were observed. So we consider that the transition to the third section of v(N) dependence testifies about the catastrophic stage of fatigue and exhausting of material workability. We may consider that this behavior of v(N) dependence could be used as "prosecutor of refusal" during the individual prognostication of refusals [6]. That is so important for many mechanical products, than the statistical prognosticating of refusals from the mass of products in theory of reliability. So, the indirect definition of resources according to the total informative parameter is the consequent of failures accumulation which does not depend on regime of product loading [7].

U-shaped form of dependence ν/N has been shown in Fig.2 (*N* as it obvious, is in proportion with time of exploitation t) corresponds to U-shaped character of the refusal intensity on time. In theory of reliability the notion of three stages of products exploitation had been characterized by intensity of refusals (λ), i. e. relative velocity of changing the probability of a work without a hitch (Fig. 3) had been used for many times.



Fig.2. Dependence of ultrasound velocity during I cycle of tests on the number of cycles $(v_0 \text{ is the velocity at } N=0)$ for steel 70CrMnSi.



Fig.3. Characteristic view of the dependence of refusals intensivness λ , from duration *t* of exploitation (tests). I is a stage of extra earning, II is a stage of normal exploitation, III is a stage of "worn out" refusals (display of fatigue material), IV is a stage of "avalanche" refusals.

During the process of discovery of the beginning of fatigue critical stage we decided that the possibility of recovering the resource of details on account of treating the microcracks under the influence of any external factors exists, as it was shown in time of their using [8]. The advantage of this idea is the action of the powerful pulses of the electric current [9,10,11]. The main idea of our decision is the fact that the plastification of alloys in condition of electroplastic effect has connection with the treating of microcracks during passing the mass of pulses of the electric current with the density of ~10³ MA/m⁻². In this work such effect applies to steel samples, those stage are similar to the beginning of the stage 3 of v(N)dependence, has fixed according to the v data of changes after the fatigue tests

One-pole current pulses with regular frequency duration and amplitude had been developed by thyristor generator [12]. The optimum characteristics of pulses and regimes of treatment: duration of 100 mcs pulses, 20 Hz frequency, amplitude had been defined by techniques of 250 MA/m² [12]. Time of action (25 sec) was started by method of experiment planning. The samples has undergone the treatment at the beginning of critical stage of the third fatigue during the process of decline of v(N) dependence.

The duration of fatigue tests indicate that this treatment was not only recovered the primary value of v, that was showed on the return to the primary structure of material but it was creating the samples to withstand 1000-4500 cycles of loading additionally for all kind sort of steels before failure, i. e., the effect was able for observing during the test.

The treatment by current pulses at the first and second stages of fatigue curve did not get statistical meaningful increase of fatigue strength. The attempt to increase the fatigue strength of samples with the help of electric pulses beforehand on account of preliminary treatment by electric pulses, described in was really unsuccessful, and did not get the increase of data scattering [13]. It is possibly to connect with form of current pulses which are high-attenuating sinusoid. It is typical for the discharge of condensators, also it is well known that maximum electroplastic effect had been founded during the tests of one -pole current pulses.

Also, the electric treatment of materials can tangibly increase the quality of samples work after approaching the critical stage of accumulation of the fatigue failures, and in work with products in real conditions it can extend the time of their exploitation. The treating of arousing microcracks was formed in the process of fatigue loading on account of local warming up the materials in zone of concentration of current electric lines near their tops, heating the craters lead to the relaxation of stresses and corresponding decrease of stressing level in this districts is the main reason of resource growing. Such effects were suitable for discussion in literature, because, as we think, it could be helpful to solve some problems of fatigue.

Acknowlegement

We are very thankful to V.I. Petrov for the discussion, and critical remarks and to I.V. Kuznetsov for the help in conducting experiments.

References

- 1. Reshetov D.N., Ivanov A.S., Fadeev V.Z. Nadezhnost mashin. -M.: Wisshaya shcola. -1988. 295p.
- 2. Kennedy Dzh. Polzuchest i ustalost v metallah. -M.: Metallurgia. -1964. -341p.
- Goritzsky V.M., Terentyev V.F.- Struktura i ustalostnoe razrushenie metallov. -M.: Metallurgia. -1980. -320p.
- 4. Muravyev V.V., Zuev L.B., Komarov K.L. Skorost zvuka i struktura staley i splavov. Novosibirsk: Nauka, -1996. -270p.
- 5. Tmell L., Elbaum N., Chik V. Ultrasonic methods in solid state physics. Academic Press, New-York, London, 1969. 275p.

- 6. Dubitzkii L.G. Predvestnik otkazov v izdeliyah elektronnoy tehniki.- M.: Radio isviazj. -1989. 96p.
- 7. Regel V.R., Slutsker A.I., Tomashevsky A.E.- Kineticheskaia priroda prochnosti tverdih tel. -M.: Nauka, 1974. -560p.
- 8. Finkel V.M. Fizicheskie osnovi tormozenia razrushenia,- M.: Metallurgia.-1977. -345p.
- 9. Finkel V.M, Golovin Yu.M., Sletkov A.A. O vozmozhnosti tormozhenia bistrih treshin impulsami toka//DAN SSSR. -1975. -t.227. -No4. -p.848-851.
- 10. Conrad H, Sprecher A.F., Mannan S.L. On the mechanisms for electroplastic effect in metals// Acta Metal. -1986. -V.34. -No7. -p.1145-1162.
- 11. Enhanced Syntesys. Processing and Properties of Materials With Electric and Magnetic Fields, Proceeding of International Conference. Saint Christopher Conference Center Johns Island, South California, May 16-19, 1999, 52p.
- 12. Kuznetzov V.A., Gromov V.E., Gurevich L.I.- Opredelenie amplitudnogo znacheniia moshnih tokovih impulsov// Elektronnaia obrabotka materialov.-1986. -№5. p.89-90.
- 13. Stepanov G.V., Babutzkii A.I.// Vliyanie impuisnogo toka visokoj plotnosti naustalostnuyu dolgovechnost stainogo obraztsa s kontsentratorom. Problemy prochnosti. -1995. -№5-6. p.75-78.

UDK 669.0.46.539.382.2.

DISLOCATION SUBSTRUCTURE AND ELECTROIMPULSE SUPPRESSION OF FATIGUE FAILURE IN STAINLESS STEEL

Sosnin O. V., Gromov V. E., Kozlov E. V.*, Kovalenko V. V., Konovalov S. V.

Siberian State University of Industry, Novokuznetsk, Russia gromov@physics.sibsiu.ru * Tomsk State University of Architecture and Construction, Tomsk, Russia

The change of structure, phase composition and types of fracture of 08Cr18Ni10Ti steel under the conditions of low-cycle fatigue has been studied by the methods of optical, scanning, and transmission electron diffracting microscopy on mesolevel. An increase in safe fatigue life and failure suppression by electroimpulse treatment in the transition to the third critical stage of the dependence of ultrasound velocity on a number of loading cycles have been explained. Attention is given to the process of collecting recrystallization, change in the kinetics of the dislocation substructure self-organization and twinning, and initiation of solid solution decay.

The problem of the fatigue failure of steels and alloys is actual now inspite of its long history of research [1]. It is connected with that, many constructions and products of crucial purpose are used in such modes, but their failure occurs suddenly without marked previous signs. The latest works underlining the complex nature of fatigue phenomenon, connect the development of fatigue failures with self-organization of inner – and interstructural levers of plastic deformation [2-4] and dislocation substructure evolution [5-10]. The deforming solid being unbalanced synergetic system, tends to include the maximum effective dissipation canals of energy.

The failure is the final stage of evolution, appearing after exhaustion by material of its accomodation possibilities.



Fig.1. Relative changes of ultrasound velocity from the number of cycles of loading for 08Cr18Ni10Ti steel: usual loading (1); electrostimulation at N = 9000 (2); A is a range of general failure, B is after electrostimulation.

The ultrasound method of diagnose of the critical stages of approaching the fatigue failures has been offered by us earlier when the abrupt fall is noted [11] (Fig.1) on the curve of dependence of the ultrasound velocity υ on a number of the cycles of N loading. The long preparatory stage of process with small gradual collection of microfailures precedes to this. For preventing the fatigue failures it is necessary to suppress the nucleation of mesoscopic substructure and to make weak its spreading through the material on account of lowering the rate of deformation localization and inadmissing the formation of mesoconsentrators of the stresses. It may be reached by treatment of materials with the help of powerful current impulses of optimum parameters according to frequency, amplitude and time of action [12-14]. The important in this scheme is that, the maximum effect of increasing the resource of endurance in different steels up to 20-30% is achieved in electroimpulse treatment at a critical stage v(N) (Fig.1).

One of the most probable reasons of increasing the resource is the treating of nucleating submicrocracks on account of local heat build-up of the materials in a region of the concentration of current lines at their ends, blunting the latters because of the relaxation of stresses and corresponding lowering of the concentration level of stresses in these zones. And the lowering of general level of the inner stresses [13-14] is – noted.

The preliminary treatment of steel by electric impulses, when the substructure has not been formed yet does not bring to the increase of strength of the specimen [15]. It is quite evident that for purposeful use of this method it is necessary to know the conformity to natural laws of action of the current impulses on evolution of defective dislocation substructure and phase composition of steels being treated.

In this work it is made on 08Cr18Ni10Ti steel. The sizes of samples, scheme of lowcyclic loading, parameters of electrostimulating did not differ from those described earlier in [11-13]. The defective structure, the phase composition, the picture of failure have been studied by methods of modern physical metal science.

In initial state the analysed steel has the anisotropic grains (coefficient of anisotropy is 4,1), the medium size of which is 16 microns. Inside the grains there is a substructure formed as a result thermomechanical pretreatment: the grains having the chaotic and grided dislocation substructure, and also the subgrains. The subgrains, in turn, contain either chaotic distributed dislocations, or the grid are marked.

The interesting peculiarity of dislocation structure of steel being investigated is the presence of a large number of dislocation loops of the vacant type in initial state. As a rule, the loops are in grains with chaotic dislocation substructure.

In material as a result of preliminary treatment in initial state the particles of a complex carbide of the $M_{23}C_6$ -(FeCr)₂₃C₆ type and titanium carbide of the composition TiC have been formed. The particles of $M_{23}C_6$ carbide have the forms of spheroid (Fig. 2, *a*, *b*); they are

located inside and along the boundaries of grains and also form the microliquation lines. The particles of TiC carbide generally are located inside of grains, i.e. on dislocations and subboundaries (the boundaries of subgrains) and have a round form (Fig. 2, *c*). It is stated, that the particles of $M_{23}C_6$ carbide are coarser than the particles of TiC carbide, however the volumetric part of them is lower. The average sizes of carbide particles, located in microliquation lines, are of 1,3 micron, but at the boundaries of grains, they are of 0,5 microns. In some cases there are the particles, the sizes of which are of 6,5 microns.



Fig.2. Second phases in 08Cr18Ni10Ti steel: *a*, $b - M_{23}C_6$ carbide particles located at the grain boundaries (*a*) and inside grain boundaries (*b*); c-e - TiC carbide particles at dislocations, subboundaries (*c*), and dislocation loops (*d*); $e - \varepsilon$ -martensite (the microcrack is market by arrows); *a*- *c* - the initial state, *d* - after electrostimulation of the initial material; *e* - zone of the fracture of initial sample; x8600 (*a*); x17000 (*b*-*e*).

The electrostimulation of initial sample, as the metallographic researches have shown, practically not changing the form of grains, increases their average size on surface layer of steel bringing it to the value of 26,0 mcm. The growth of grains is accompanied by change of their distribution according to sizes: practically the grains disappear fully, the sizes of which are less than 10 mcm. The change of function of distribution the grains according to sizes

testify that during the process of electrostimulation in a medium being analized probably the collecting recrystallization runs.

In initial state many grains contain twins of annealing. The volume fraction of such grains is $\sim 0,28$ of material structure. The electrostimulation is accompanied by intensive twinning of steel. The volume fraction of grains with twins is increased up to $\sim 0,7$. Here, both the increase of medium sizes of twins and the amounts of grains containing the twins are marked.

The ordering of dislocation substructure during electrostimulation is accompanied by some changes of the value of dislocation density (Table 1). Namely: the density of dislocations in grid-substructure located in grains, is lowered, but in grid-substructure, located in subgrains it is increased; the density of dislocations in a structure of dislocation chaos is not practically changed. Here, the value of scalar density of dislocations in average by material in current action is increased slightly from $2,3x10^9$ cm⁻² in initial state to $3,3x10^9$ cm⁻². The electrostimulation brings to a lowering of average sizes of loops and their quantity in a unit of material volume. In this case, if the average sizes of loops decrease less than two times, but the density of loops decreases ~ 46 times (Table 1).

| State of steel | $P_v / < \rho > x10^9$, см ⁻² | | | | $<\rho>, x10^9.$ | \mathbf{D}_l , | ρ_{l} x10 ⁹ |
|-------------------|---|----------|---------|----------|------------------|------------------|--------------------------------|
| | 1 | 2 | 3 | 4 | см-2 | nm | см ⁻³ |
| Initial | 0,8/1,5 | 0,05/1,1 | 0,1/8,4 | 0,05/3,2 | 1,8 | 52 | 7,4 |
| Electrostimulated | 0,6/1,4 | 0,05/4,0 | 0,2/4,2 | 0,15/9,2 | 3,1 | 29 | 0,16 |

 Table 1. Parameters of defective substructure of 08Cr18Ni10Ti steel

Notes: 1 and 2 are the grains and subgrains (respectively) with a structure of dislocation chaos, 3 and 4 are the grains and subgrains (respectively) with a grid-substruction. P_v is volume fraction of dislocation substructure, $\langle \rho \rangle$ is a scalar density of dislocations, ρ_l is a volume density of dislocation loops, D_l is a average size of loops

The electrostimulating of steel is accompanied by further decay of γ -hard solution on the basis of iron. It brings to increasing the average sizes of the particles of carbide phases and their volume fraction (Table 2). Besides, the peculiarity of current action is found: the formation of carbide TiC particles on dislocation loops (Fig. 2, *d*). Only by means of darkpole analysis it manages to find out these particles. On light-pole image the particles are surrounded by characteristic ring (arc-shaped) extinctional contours that indicates the coherence tie of crystalline lattices of matrix and carbide. The essential lowering of the density of loops in the process of electrostimulating (see Table 1) is therefore caused by separating the particles of titanium carbide on them.

So, the electrostimulation by composite sample influences on the plastic properties of steel: the recrystallization plasticizies the material; the reconstruction of dislocation substructure and the formation of microtwins increase to some extent the strength of steel; the decay of hard solution and possible leave of hydrogen atoms from atmospheres of Cottrell plasticizies the steel; but the extraction of dispersed particles of the second phase strengthens it. Therefore, the effect of electrostimulation action on mechanical properties of steel will be determined by combination of mechanisms mentioned above.

| | M ₂₃ C ₆ carbide | | TiC carbide | | | | | |
|------------------|--|-----|---------------|-----|--------------|-----|------------|-----|
| State of steel | | | subboundaries | | dislocations | | Loops | |
| | l/d, | δ, | <i>d</i> , | δ, | <i>d</i> , | δ, | <i>d</i> , | δ, |
| | nm | % | nm | % | nm | % | nm | % |
| Initial | <u>120</u> | 1,2 | 23 | 1,9 | 26 | 1,4 | - | - |
| | 110 | | | | | | | |
| Electrostimulate | <u>135</u> | 1,9 | 33 | 2,9 | 40 | 1,4 | 15 | 1,4 |
| d | 86 | | | | | | | |

 Table 2.
 Parameters of carbide phase of 08Cr18Ni10Ti steel

In the process of low-cyclic loading the completion of formation and evolution of mesoscopic substructure being a criterion of fatigue failure occurs. With selected scheme of loading, type of samples and level of applied load (80 MPa) the samples withstood at average 13500 cycles of loading (Fig.1). The fractographical analysis of failure surface has given off three zones: a zone of stable growth of crack, a zone of speedy growth of crack and a zone of scrap. The whole surface of zone of stable growth is covered by fatigue microstrips oriented mainly normally to spreading of crack growth. The average distance between grooves characterizing the path of crack by cycle of test is 2,6 mcm in initial sample. There is a large number of secondary microcracks on the surface of failure. Their origination takes place on inner-phased (boundaries of grains) and interphased (boundaries of carbide – matrix division) boundaries. The distance between these microcracks in initial sample is 17 mcm.

The zone of speedy crack growth is characterized by mixed microrelief. On the surface of a failure there are the fan-shaped microstrips, the areas with pseudostrips and pits, the latters form the transcrystallite facets of chipping.

The stimulation of initial material by current impulses at the beginning of the third stage of dependence v(N) increases the number of cycles up to failure by ~20%. It is enough noticeable effect. As in usual loading on the surface of failure there are the same three zones. However, the quantitative data testify about increase of steel viscosity. It is confirmed by lesser distance between fatigue grooves (1,9 mcm) and secondary microcracks (7 mcm) in electrostimulated sample in comparison with initial one. Therefore, the scale of local inhomoginuity of plastic deformation decrease during electrostimulation that prevents the formation of concentrators of stresses.

The analysis by methods of diffraction electron-microscopy of the zone of fracture of initial sample and the sample electrostimulated at the beginning of the third stage of dependence $\upsilon(N)$ revealed the following. Firstly, the electrostimulation brings to slowing-down the process of self-organization of dislocation substructure, i.e. in zone of fracture in initial sample there is a cell substructure, but in electrostimulated one there is a transition of grid substructure to cell remained unfinished. Secondly, the electrostimulation suppresses the process of martensitic $\gamma \rightarrow \varepsilon$ transformation occurring in zone of fracture of research material (Fig.2e). Since in electrostimulated sample ε martensite is in smaller quantities and in the background of cell-grid dislocation substructure, the stability to nucleation of microcracks in the latter is higher than in initial material. Thirdly, the electrostimulated sample is failed in higher values of scalar density of dislocations and density of curved extinctional contours, in smaller quantity of microcracks and smaller value of torsion curvature of the crystalline lattice in comparison with initial sample.

So, the effect of increasing the resource of steel 08Cr18Ni10Ti in small-cycled fatigue has a multifactorial character on mesolevel and linked (except reasons mentioned in [11-

14,16]) with running the processes of collecting recrestallization, the change of selforganization kinetics of the dislocation substructure and initiating the decay of hard solution with separating the particles of titanium carbide and, at last, with addition of martensitic $\gamma \rightarrow \varepsilon$ transformation.

The authors consider their pleasant duty to thank U.F Ivanov for the stimulating interest to the work and the critical remarks, but L.N. Ignatenko and N.A. Popova – for the help in carrying out the experiments.

References

- 1. Ivanova V.S., Terentjev V.F. The Nature of Metal Fatigue. Metallurgia. Moscow. 1975. 456p.
- 2. Troshenko V.T. Deformation and Fracture of Metals under Low-Cycle Loading. Naukova dumka. Kiev. 1981. 341p.
- 3. Panin V.E. (Ed.) Physical Mmesomechanics of Heterogeneous Media and Computer-Aided Design of Materials. Cambridge Interscience Publishing. Cambridge. 1998. V.1 298p, V.2 –
- 4. **Battin** V.E., Griniaev Yu.V., Danilov V.I. et al. Structural Levels of Plastic Deformation and Fracture. Nauka. Novosibirsk. 1990. 252p.
- 5. Mughrabi H., Christ H.J. Cyclic Deforinati and Fatigue of selected Ferritic and Austenitic steels: Special aspects. //ISIJ International. 37. No.12. (1997). p.1154-1169.
- 6. Panzenbock M., Ebner R., Lucker U., Aigner A., Pohl H. Fatigue behaviour of austenitic Cr-Mn-N steel. Fatigue Fracture Engng. Mater. Struct. 13. No.6. (1990). p.563-578.
- Bowman Keith J., Sethi U.K., Rusakova., Gibala R. Monotonic and cyclic deformation-induced dislocation substructures in BCC metals. Strength metals and alloys: Proc. 8th int conf. Tampere, 22-26 Ayg. 1988: ICSMA 8 Vol 1 – Oxford etc. (1989). p.199-204.
- 8. Bangert U., Charsley P. Electron microscope studies of localized changes in dislocation configurations during fatigue. Mater. Sci and Eng. A. 28. No.1 (1990). p. 39-44.
- Hamano Ryvichi. The effect of microstructure on the fatigue crack behavior of age hardened high strength steels in a corrosive environment. Trans. Nat. Res. Inst. Metals. 32. No.2. (1990). p. 56-57.
- 10. Liu Yumen. Fatigue dislocation structure and crack initiation in low carbon alloy steel. Mater. Sci. and Technol. 6. No.8. (1990). p.131-134.
- 11. Zuev L.B., Sosnin O.V., Chirakadze D.Z., Gromov V.E. Acoustic control of the life of steel specimen and its restoration. Prikl. Mekh. & Tekhn. Fis. 39. No.4. (1998) p. 180-184.
- 12. Zuev L.B., Sosnin O.V., Gromov V.E., Trusova T.V. On passibilities of collapse fatigue damages. Metallofizika and noveishie tehnologii. 19. No.8. (1997). p.80-82.
- Gromov V.E., Semakin E.V., Tsellermaer V.Ya., Sosnin O.V. Electrostimulation restoration of the safe fatigue life of welded joints. Izv. Roc. Acad. Nauk. Seriia fizicheskaia. No.5. (1997). p.1019-1023.
- 14. Gromov V.E., Zuev L.B., Kozlov E.V., Tsellermaer V.Ya. Electrostimulation-Induced Plasticity of Metals and Alloys. Nedra. Moscow. 1996. 280p.
- 15. Stepanov G.V., Babutzkii A.I. Effect of high-density pulsed current on safe fatigue life of a steel specimen with concentrator. Problemy Prochnosti. No.5. (1995). p.74-78.
- 16. Finkely V.M. Physical Foundations of Fracture Deceleration. Metallurgiia. Moscow. 1977. 270p.

ИЗУЧЕНИЕ НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ МЕТОДОМ СВОБОДНЫХ ПРОДОЛЬНЫХ КОЛЕБАНИЙ

Горшков А. С., Романова А. А., Рымкевич П. П., Сталевич А. М.

Санкт-Петербургский государственный университет технологии и дизайна, Санкт-Петербург, Россия, <u>stal@sutd.ru.</u>

Для изучения механических свойств ориентированных полимеров, в основном, используются статические методы исследования, среди которых следует отметить ползучесть и релаксацию напряжения. Однако в процессе эксплуатации на статические нагрузки обычно накладываются различные динамические воздействия, в том числе, циклические с определенным периодом.

В настоящей работе исследование динамических механических характеристик ориентированных полимеров в виде синтетических нитей различной гибкости цепей (СВМ, терлон, армос, ПЭТФ) проводилось методом свободных продольных колебаний.

В результате исследования было обнаружено, что в определенной области напряжений и температур, различной для нитей различного химического строения, наблюдается явление амплитудных модуляций [1]. Вне этой области напряжений наблюдаются затухающие колебания без искажений. В этой же области напряжений тангенс угла механических потерь имеет острый максимум, а динамический модуль упругости дважды меняет свою монотонность, в то время как вне этой области он возрастает строго монотонно. При температуре, близкой к температуре расстекловывания объектов исследования, явление амплитудных модуляций скачкообразно исчезает во всем диапазоне напряжений.

Анализ экспериментальных данных и контрольных испытаний позволяет сделать предположение, что причина наблюдаемого явления заключается в специфике строения исследованных ориентированных аморфно-кристаллических полимеров. При тех же условиях проведения эксперимента явление амплитудных модуляций не наблюдается в тех же диапазонах напряжений, деформаций и частот у ряда синтетических нитей, температуры стеклования которых находятся ниже комнатной температуры (например, полипропилен, полиэтилен), а также у пружин с подобранным коэффициентом жесткости и металлических проволок.

Для объяснения явления амплитудных модуляций предлагается структурнокинетическая модель [2], согласно которой деформационный процесс в молекулярных цепях аморфно-кристаллических полимеров сопровождается перераспределением нагрузки между основными структурными элементами ориентированного полимера. Нагрузка перераспределяется вследствие того, что сильно нагруженные цепи быстрее релаксируют, чем менее нагруженные. Когда частота основных колебаний нити совпадает с частотой указанного перераспределения, наблюдаются амплитудно-модулированные колебания.

Список литературы

- 1. Метод обнаружения различающихся микромеханизмов деформирования ориентированных полимеров в неразрушающей зоне воздействия.//Физико-химия полимеров: Синтез, свойства и применение: Сб. науч. тр. Тверь: Твер. гос. ун-т, 2003. Вып. 9. С. 60-64.
- Моделирование динамической релаксации высокоориентированных аморфно-кристаллических полимеров.//Физико-химия полимеров: Синтез, свойства и применение: Сб. науч. тр. – Тверь: Твер. гос. ун-т, 2003. Вып. 9. – С. 85-89.

НЕЛИНЕЙНАЯ ТЕОРИЯ ФРАГМЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ КАК ПРЕДВЕСТНИКА РАЗРУШЕНИЯ

Аэро Э. Л., Булыгин А. Н.

Институт проблем машиноведения, РАН, Санкт-Петербург, Россия <u>aero@microm.ipme.ru</u>

Развита существенно нелинейная теория упругих и неупругих микромикродеформаций на основе модели взаимно проникающих подрешеток. Дано обобщение известной теории акустических и оптических колебаний на случай нелинейного взаимодействия подрешеток. Последнее вводится с учетом внутренней трансляционной симметрии сложной решетки, восстанавливающей свою структуру в результате взаимного смещения подрешеток на один период и более. Это позволяет рассматривать силы взаимодействия подрешеток как периодические (например, синусоидальные) функции относительного смещения подрешеток. Нелинейные уравнения акустической и оптической моды движения оказываются связанными, что позволяет учесть влияние макроскопических деформаций на микроскопические, т.е. на структуру решетки. Теория справедлива и в случае больших взаимных смещений атомов, превышающих период. Поэтому допустимо рассматривать такие критические явления как катастрофические деформации, фазовые переходы, образование дефектов, фрагментацию решетки. Найдено точное решение, описывающее фрагментацию начально идеальной решетки – образование доменной, блочной суперструктуры в поле критических напряжений. Блоки слегка развернуты друг относительно друга в разные стороны и разделены системой линий скольжения и ортогональной системой малоугловых границ. Последние образованы рядами дислокаций, возникших в процессе фрагментации. Размеры блоков уменьшаются с ростом напряжений вплоть до потери устойчивости всей суперструктуры.

ОБ ОПРЕДЕЛЯЮЩЕЙ РОЛИ МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ В НЕОРГАНИЧЕСКИХ И ОРГАНИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ

Кисель В. П.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия kisel@issp.ac.ru

Недавние работы [1-3] показали, что любые структурные или физико-химические превращения в твердых телах, жидкостях, расплавах, газах и биологических тканях (БТ) при воздействии активных веществ, росте – размножении клеток БТ, ферментации – денатурации белков, изменении давления, температуры и концентрации примесной фазы (включая полимодальную концентрационную зависимость влияния химически активных веществ при обычных и сверхмалых дозах), кристаллизации из расплава или аморфного состояния, облучении или деформации любой природы, дроблении – агломерации фаз, окислении – восстановлении, адсорбции – десорбции, электрохимическом

осаждении – растворении, диффузии и проводимости, освещении и электромагнитном облучении, мартенситных и структурных превращениях и т.д. определяются механизмами микропластической деформации (ММД) на границах фаз. Любые реальные вещества, включая БТ (ДНК, РНК, клетки), твердые растворы, стекла, жидкости (расплавы, вода и т.д.), газы исходно содержат кластеры или микровключения других фаз, химически и структурно отличающиеся от матрицы. Напряжения на границах различных структур, возникающих из-за несоразмерности фаз, а также внешние воздействия стимулируют рост или растворение фаз за счет их пластической (структурной) деформации [1-3]. Наглядной, но с некоторыми ограничениями иллюстрацией этих и обсуждаемых ниже процессов является облегченная деформация свежевыпавших снежинок, способствующая их слипанию и примерзанию к лыжам при повышенных температурах, что сильно затрудняет скольжение последних. Упрочнение снега за счет понижения температуры или предварительной деформации, устранение воды с кластерами - зародышами льда [3] с поверхности лыж практически полностью препятствуют налипанию снега и обеспечивают их легкое скольжение. Такие же фазовые перестройки (структурирование матриц) происходят и при изменениях температуры, давления, скорости течения, концентрации новых фаз, определенной преддеформации различного происхождения в твердых телах (при отжиге, сверпластичности, зернограничном проскальзывании и т.д.), растворах, расплавах и реологических жидкостях, газах (включая сверх-текучесть) [3], формировании и протекании (скольжении) в них ионного и электронного токов (включая сверхпроводимость органических и неорганических структур) [1], когда заряд и деформированную вокруг него область матрицы можно уподобить свежевыпавшей снежинке. Важнейшими проявлениями контролирующей роли механического упрочнения – разупрочнения в структурных фазовых переходах являются формирование и рост концентрации делокализованных носителей заряда (например, электронов или вакансий), благодаря оборванным связям в твердых телах [1,3,4], БТ (аминокислотах, пептидах, белковых препаратах, росте и размножении клеток БТ и т.д.) [5,6]. Другим важнейшим подтверждением такого подхода является исключительное сходство спектров ЭПР и динамики развития их тонкой структуры в растущей культуре клеток дрожжей Saccharomyces cerevisiae [6] и в деформационном разупрочнении кристаллов NaCl с примесью Еи при магнитопластическом эффекте (МПЭ) [4]. Примечательно также, что спектр разупрочнения кристаллов NaCl с примесями Eu, Ca практически полностью совпадает со спектром ЭПР при МПЭ. При этом g-факторы пиков разупрочнения дискретно уменьшаются с ростом постоянного поля В [4], как это и должно быть при движении дислокаций со ступеньками, сопровождающемся дискретным снижением высоты двойного поперечного скольжения дислокаций и соответствующим рождением кластеров вакансий все меньшего размера в виде тривакансий, бивакансий, вакансий и их смесей при развитии деформации кристаллов [7]. Это согласуется и с решающей ролью типичного деформационного упрочнения – разупрочнения не только разных материалов [1], но и различного типа решеток в проводимости веществ, включая магнитные вихревые решетки в сверхпроводниках II рода, о чем свидетельствуют исследования влияния температуры и магнитного поля В на возникновение и разрушение сверхпроводимости в MgB₂ [8]. Важно подчеркнуть, что описание проводимости с помощью упрочнения матрицы вокруг электронов соответствует усилению фонон фононного взаимодействия электронов в БКШ теории сверхпроводимости, поско-льку фононные механизмы напрямую связаны с деформацией матрицы [7].

Список литературы

 Kisel V.P., preprint cond-mat/0009246 at <u>http://xxx.lanl.gov</u> (2000); XXXII Всеросс. совещ. по физ. низких темп., Казань, 3-6.10.2000. Тез. докл. LTp24, c.112-113; SCp64, c. 167-168.

- 2. Кисель В.П. В сб.: Всеросс. конф. "Дефекты структуры и прочность кристаллов", Черноголовка, РАН, 4-7.06.2002, с. 29.
- 3. Кисель В.П. В сб.: "Нетрадиционные природные ресурсы, инновационные технологии и продукты". Сб. научных трудов. Вып. 10. М., РАЕН, 2003, с. 183-196.
- Головин Ю.И., Моргунов Р.Б., Иванов В.Е., Дмитриевский А.А. ЖЭТФ, 1999, т. 117, No 6, с. 1080-1093.
- 5. Блюменфельд Л.А., Калмансон А.Э. ДАН СССР, 1957, т. 117, No 1, с. 72-74.
- 6. Самойлова О.П., Цапин А.И., Блюменфельд Л.А. Биофизика, 1995, т. 40, вып. 2, с. 383-388.
- 7. Kissel N.S. and Kisel V.P. Mater. Sci. Eng. A, 2001, v. 309-310, p. 97-101.
- 8. Kisel V.P.and Barkov T.L., preprint cond-mat/004.... at <u>http://xxx.lanl.gov</u> (2004) -в печати.

UNIVERSAL MECHANISMS OF PLASTICITY AND FRACTURE IN CRYSTALS AND ORGANIC POLYMERS UNDER CONVENTIONAL AND SHOCK-WAVE STRESSES

Valery P. Kisel

Institute of Solid State Physics, Chernogolovka, Moscow district, RUSSIA kisel@issp.ac.ru

The effect of applied compressive/extension stresses, s (s = 0.68 to 95S, where S is the resolved shear stress) and stress rates (10 to 10^{6} MPa/sec) on dislocation dynamics was investigated in pure NaCl and InSb single crystals in the temperature range $T = 4 \cdot 10^{-3}$ to 0.945 T_{melt} , T_{melt} is the melting point. The general damping character of dislocation unpinning, motion and multiplication (work hardening of crystals, WH) under creep and interrupted loadings manifests in the ultimate mean path lengths of individual dislocations (UMPID). Having covered a certain UMPID determined by crystal prehistory and constant test parameters (creep regime), the dislocations exposed to successive exhausting acts of multiplication and fracture thus forming point defects, the slip lines, slip bands, subgrains, grain boundaries, nano- and microcracks, macrocracks in series in all the materials [1-2].

The first important finding of this work is the fact that the dependences of the UMPID versus creep, impulse, impact and shock wave stresses, temperature and impurity concentration are topologically similar to the conventional macroscopic strain-stress WH curves for the same crystals and test parameters. As for microscopic stresses for dislocation motion and multiplication the concentration dependences of flow stresses under fixed strains or fracture stresses at low and ultra-low temperatures and strain rates [2-4] are similar to the same dependences of impact/shock wave stresses and stress rates at normal and elevated temperatures [4-6]. The climb, dislocation cross-slip and athermal bowing mechanisms are confirmed by the same so-called "memory effect" at low (Figs 23-24 in [7]) and ultra-high (s~ 95S, [8]) stresses and stress rates, because dislocation dipoles are left in the wake of expanded dislocation loops along the whole deformation WH – curve. This means that THE SAME MICROMECHANISMS GOVERN THE DYNAMICS OF INDIVIDUAL DISLOCATIONS AND MACROSCOPIC FLOW up to the values of flow in nanostructured (NSC) and fractured crystals.

The second important finding is that the micro-/macro-WH varies nonmonotonously to crystal softening according to the pulse length of the unloadings (restore time), and these dependences are the same for micro-/macroscopic flow up to the extremely high values in NSC crystals [9] and fractured oriented polymers [10]. The last fact and the similarity of the
other features of deformation and fracture of crystals and polymers at various length scales corroborate the universality of the micromechanisms of plastic flow and fracture in crystals and polymers due to same dislocation-like defects.

References

- 1. V.P. Kisel. Physica Status Solidi (a), 1995, vol. 149, No 1, pp 61-68.
- 2. V.P. Kisel. In: "Mechanisms and mechanics of damage and failure" (ECF-11), Eds. J.Petit et al., EMAS, Warley, UK, 1996, vol.1, pp.145-150. Abstracts of the V Int. Conf. on the Fundamentals of Fracture (ICCF-V), Aug. 18-21, 1997, NIST, Gaithersburg, Maryland, USA, pp 28-29.
- 3. N.S. Kissel and V.P. Kisel, Mater.Sci. Engn.A, 2001, vol. 309-310, pp 97-101.
- 4. A.K. Mukherjee, W.G. Fergusson, et al. J. Appl. Phys., 1966, vol. 37, No 10, pp 3707-371
- 5. V.P. Kisel. J. Phys. (Paris), 1985, vol. 46, Suppl. No 12, pp C10-(529-532).
- 6. S.V. Razorenov, G.I. Kanel' et al. Fiz. Metal. Metalloved., 2003, vol. 95, No 1, pp 91-96
- 7. J.J. Gilman, W.G. Johnson. Solid State Physics, 1962, vol. 13, pp 147-222.
- 8. E.V.Darinskaja, A.A.Urusovskaja, et al., Fiz. tverd. Tela, 1982, vol.24, No 3, pp 940-941
- 9. R.Z. Valiev, I.V. Aleksandrov, Doklady Acad. Nauk, 2001, vol. 380, No 1, pp 34-37.
- 10. V.R. Regel, F.I. Slutsker, E.T. Tomashevskii. Kineticheskaja priroda prochnosti tverdykh tel, Moscow, Nauka, 1974, 560 pp (in Russian).

FEATURES OF SUPERPLASTIC FLOW OF NANOSTRUCTURAL ALLOYS

Myshlyaev M. M.^{1,2)}, Mironov S. Yu.³⁾, Medvedev M. M.¹⁾, Zolotarev A. K.¹⁾, Isaev V.V.¹⁾, Myshlyaeva M. M.¹⁾, Travkin A. A.¹⁾

¹⁾ Institute of Solid State Physics, RAS, Chernogolovka, Russia, <u>myshlyae@issp.ac.ru</u>
 ²⁾ Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, Moscow, Russia
 ³⁾ Institute of Metal Superplastisity Problems, Ufa, Russia, <u>s-72@mail.ru</u>

The structure and phase state of rods subjected to the equal-channel angular (ECA) pressing under different conditions have been studied by X-ray diffraction analysis, transmission and scanning electron microscopy, including back electron scattering diffraction and orientation image microscopy, technique. A fine-grained structure has been shown to form in the process of pressing. A largest number of grains demonstrate the formation of a dislocation substructure involving subgrains.

A mechanical behaviour has been studied for ECA pressed samples having different structure states. Temperature and strain rate conditions to attain ultimate strains to failure have been defined for samples of each structural state. It has been shown that samples with a developed substructure are subject to a superplastic (SP) straining. Contrary to the expectations the ductility of finest-grained samples turned out low.

Mechanical behaviour of the alloys has been studied in SP straining conditions. Multistage high strain rate SP straining has been shown. Dependencies of the true strain rate on temperature, the true stress and true strain for the straining during hardening stage and softening stage have been established. The activation energies and the coefficients of strain rate sensitivity of stress, which characterize these stages, have been determined. Structural behaviour during SP straining has been studied.

MECHANICS AND SYNERGETICS OF SCATTERED DAMAGE AND FATIGUE FRACTURE

Arutyunyan R. A.

Saint-Petersburg State University, Saint-Petersburg, Russia Robert.Arutyunyan@paloma.spbu.ru

Mechanical and synergetics methods are used to describe the processes of scattered damage, growth of fatigue cracks and fatigue fracture. Under the action of active static or cyclic stresses in ductile (metals, polymers) and brittle (rocks) materials self-organizing structures capable to dissipate mechanical energy are generated. As an example the dislocation structures are appeared in metals, crazes in polymers and micro cracks in rock materials. For metals the development of dissipative structures are well described by the logistical curve, which follows as a solution of the well known kinetic equation widely used in synergetics. To investigate the behavior of micro cracks compression loading experiments were carried out on the specimens made of marble and granite. During experiments the variation of damage parameter as a relation of current value of micro cracks to those at the moment of fracture was measured by acoustic emission techniques. It is shown that the experimental relation for the damage parameter is well described by the logistical curve. The dissipative structures generated at a small region of a crack tip in metals and polymers are also studied.

Evolution of damage state at a crack tip zone and the stepwise crack propagation of a fatigue crack were studied in many experiments on metals and polymers. These experiments show that at a small region of a crack tip different self organizing structures capable to dissipate the mechanical energy are generated. In metals the development of dislocation structures results to formation of micro cracks and pores. In polymers the main damage mechanism is associated with the crazing process. The damage structures in metals and polymers are formed first within the small crack tip region. At a thin section of the crack tip where the elastic stresses are the highest the material remained intact. The rupture started first somewhere inside of the tip region. The fracture of the thin section at the crack tip zone follows after the failure covers the whole tip region. During this period the crack remains in the arrest position then at some particular cycle it jumps. Completion of the crack jump resulted in incremental crack growth and the beginning of the nest arrest period. Cyclic repetition of the process leads to the stepwise propagation of the crack. This paradoxical experimental effect is not treated sufficiently in scientific literature. The mechanical approach considered in this presentation makes it possible to explain the effect mentioned above.

To describe these results the energy approach is applied. Assuming the existence of critical energy for the unit length of a crack the kinetic equation for a crack growth based on the Griffith's fracture theory is presented. For an example, this equation is applied to describe the stepwise crack propagation in polymer materials. It is shown that the theoretical stepwise crack growth curves are in good agreement with those received in experiments. Probabilistic fatigue fracture criterion based on the weakest link model and stepwise crack propagation equation is formulated. The rupture curve according to the present theory is constructed. It is shown that the number of cycles to fracture is widely decreased when the damage condition of the specimen is increased.

ПЕРСПЕКТИВЫ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Витязь П. А., Голубцова Е. С., Гречихин Л. И.

ИТ и МО НАНБ, БНТУ г. Минск, Республика Беларусь, Gretchihin@yandex.ru

Керамические материалы получают с использованием нанотехнологий, которые разрабатываются чисто экспериментальным путем. Это обусловлено тем, что теоретический аспект полного описания таких технологий не достаточно разработан. В настоящий момент нами практически найдены пути и методы теоретического описания, как строения керамических материалов, так и их механических свойств с использованием кластерных решеточных структур с соответствующими наполнителями, которые получаются на основе применения двухчастичной квантово-механической модели [1].

Механические, тепловые и электрические свойства различных керамик определяются, прежде всего, параметрами основной кластерной решеточной структуры, используемыми наполнителями и технологией их получения. При плотной упаковке межкластерных столбообразных пустот механические свойства определяются потенциалом взаимодействия частиц преимущественно в наполнителях. Деформация частиц наполнителей определяется винтовыми сдвиговыми и линейными изменениями структуры под воздействием кластеров основного материала. Такая сложная деформация обусловлена тем, что наполнители столбообразных пустот хаотически расположены друг относительно друга. Возникающая деформация выстраивает отдельные молекулы и основные кластеры наполнителей относительно основной кластерной решеточной структуры во вполне определенных плоскостях. Поэтому в начальный момент напряжениедеформация находится в нелинейной области со сложной зависимостью. Прочность керамик определяется межкластерным взаимодействием основного материала.

Тепловые свойства керамик, такие как расширение, теплоемкость, теплопроводность и другие, имеют лучшие показатели по сравнению с металлическими конструкционными материалами. Плотная упаковка частиц в керамических структурах приводит к малому тепловому расширению, большой теплоемкости и слабой теплопроводности. Тепловое расширение, в основном, определяется поведением основной решеточной структуры. Теплоемкость определяется наличием большого количества различных веществ и сложным строением кластерных структур используемых материалов. В соответствии с законом смешения Джоуля–Коппа удельная теплоемкость керамик по сравнению с металлическими конструкционными материалами имеет значительно большее значение.

Теплопроводность веществ определяется скоростью распространения тепла в данном веществе и характером возбуждения колебательных степеней свободы. Так как керамические материалы являются многокомпонентными, то одновременное возбуждение колебательных степеней свободы многих компонент требует большего времени, а это резко уменьшает скорость распространения тепла.

Электрические свойства, такие как диэлектрические, электросопротивление, резонансные свойства и др. определяются тем, что исходные вещества, входящие в керамику, обладают большим дипольным электрическим моментом. Такие материалы являются, как правило, диэлектриками. Уменьшая величину дипольного электрического момента кластеров основного материала путем введения соответствующего наполнителя, можно получить разные значения электросопротивления.

1. Витязь П. А., Голубцова Е. С., Гречихин Л. И. Механизм образования керамики на основе нитрида кремния. // Весщ НАНБ, №2, 2004.— в печ.

ОСЦИЛЛЯЦИИ ЭЛЕКТРОПОТЕНЦИАЛА В СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ 19, В УСЛОВИЯХ ПРИЗМАТИЧЕСКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ 4,2 К

Никифоренко В. Н., Босин М. Е., Лаврентьев Ф. Ф.

Институт измерительной техники "Циклон", г. Харьков Украина, bosin@yandex.ru

В работе приводятся результаты комплексного исследования диссипативных процессов, ответственных за скачкообразное изменение дефомирующего напряжения $\Delta \sigma$ и электропотенциала U_d сплава 19, находящегося в сверхпроводящем состоянии ($T_c = 5,4$ K). Применялись методы просвечивающей электронной микроскопии и анализа температурных зависимостей: теплопроводности $C_{\lambda}(T)$, теплоемкости $C_p(T)$ и электросопротивления R(T) сплава 19 вблизи 4,2 К. Запись скачков деформирующего напряжения проводилась синхронно с записью на осциллографе скачков электропотенциала.

Анализ полученных результатов показал, что скачки $\Delta \sigma$ сопровождаются образованием полос призматического скольжения. Полосы состоят из скоплений призматических дислокаций, ограниченных препятствиями в виде включений β -фазы, прорыв которых инициирует скачки $\Delta \sigma$: 1,5-163 МПа и U_d : $(0,2\div6)\cdot10^{-3}$ В. Изменение температуры при этом, оцененное по зависимостям $C_{\lambda}(T)$, $C_p(T)$, R(T), не превышает ~1 К, то есть диссипация тепловой энергии соответствует 8,7·10⁻⁵ эВ. В то же время, аккумуляция основной энергии, равной в пределе 2,4·10⁵ ГэВ, имеет атермическое происхождение и связана с колебательным движением дислокаций. Этой энергии более чем достаточно для протекания термоядерного синтеза. Дислокации, участвующие в прорыве через β -фазные включения, имеют плотность $N_p \approx 10^{12}$ м⁻², колеблются с частотой $v_d = ne^2 R_d \rho_0/mR_0$ и могут быть рассмотрены как СВЧ волны зарядовой плотности. Это положение находится в согласии с данными по микроконтактной спектроскопии [1, 2].

Таким образом, гигантские осцилляции, наблюдаемые в эксперименте, связаны с аккумуляцией при скачках энергии, обусловленной колебательным движением призматических дислокаций, накапливающихся в образце сплава в процессе скольжения, при 4,2 К.

Список литературы

- 1. В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев, ДАН РАН, 2000, 373, №2, с. 178-180.
- 2. В.Н. Никифоренко, М.Е. Босин, Ф.Ф. Лаврентьев В сб. докл. конф. "Дефекты структуры и прочность кристаллов", Черноголовка, 2002, с. 42.

О МЕХАНИЗМЕ ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩЕГО ВЛИЯНИЯ ОБЛУЧЕНИЯ СВЕТОМ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОЛЬГ

Нагорных С. Н.¹⁾, Тетельбаум Д. И.²⁾

¹⁾ Нижегородский государственный педагогический университет <u>algoritm@sandy.ru</u>

²⁾ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Лобачевского

Ранее [1,2] было установлено явление изменения микротвердости обратной стороны металлических фольг с толщинами десятки микрон при их облучении светом. Это явление было названо эффектом фотомеханической памяти металлов (ФПМ). Там же было предложено качественное объяснение этого явления на основе представления о фотоэмиссии электронов из металла в естественный окисел (ЕО). Предполагалось, что нарушения локальной электронейтральности в ЕО при захвате электронов вызывает генерацию деформационных волн (ДВ), взаимодействующих с системой протяженных дефектов в металле. В настоящей работе предлагается альтернативный механизм ФПМ.

Как и в [1,2], первым этапом данного механизма является захват ЕО фотоэлектронов на облучаемой поверхности. Это стимулирует процесс дополнительного окисления на границе металл – ЕО [3], что, в свою очередь, приводит к генерации точечных дефектов (ТД) в металле [4]. Далее возможны два варианта. В первом варианте генерация ТД порождает ДВ, и далее процесс протекает по тому же сценарию, что в [1,2]. В другом варианте ТД диффундируют через фольгу (скорее всего, по границам зерен) и создают пересыщение по вакансиям или междоузельным атомам, а это, в свою очередь, приводит к переползанию дислокаций, формированию и (или) растворению дислокационных петель, образованию комплексов, в результате чего изменяется микротвердость. Неоднородность распределения дефектов по глубине вызывает через механические напряжения в приповерхносном слое перестройку системы дефектов к более равновесному состоянию. Этим можно объяснить замеченное в [1,2] явление релаксации (возврата микротвердости) после прекращения облучения.

Трудным является объяснение того, почему изменения микротвердости слабо выражено на облучаемой стороне. В данной модели это можно объяснить тем, что условия на облучаемой и обратной стороне отличаются. Предположим, что окисление генерирует дефекты обоих сортов – вакансии и междоузельные атомы, и свет на границе металла с ЕО стимулируют их рекомбинацию. Тогда в глубь фольги будут диффундировать только те дефекты, которые избежали рекомбинации, а вблизи облучаемой поверхности концентрация их понижена, и изменения микротвердости малы.

Не исключено, что на протекание указанных процессов влияют внешние условия, например, влажность воздуха, его состав, ионизация. Эти проблемы подлежат специальному изучению.

Список литературы

- 1. Д.И.Тетельбаум., А.А.Трофимов, А.Ю.Азов и др. //Письма в ЖТФ. 1998. Т.24. В.23. С.9-13.
- 2. Д.И. Тетельбаум, А.Ю. Азов, П.И. Голяков //Письма в ЖТФ. 2003. Т.29. В.2. С.35-41.
- 3. Ю.И. Семов, Автореферат кандидатской диссертации Одесса 1969.
- 4. А.Г. Гельман, А.И. Файнштейн ФТТ 14, 1972, 2030.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОТРЕЩИН И ПОР В ДЕФОРМИРУЕМЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

Даль Ю. М.

Санкт-Петербургский государственный университет

Микроскопические поры и трещины образуются в процессе пластической деформации твёрдых тел или вследствие технологических особенностей получения последних. Это явление, называемое накоплением повреждений, заканчивается, когда в нагруженном теле, путем слияния смежных микродефектов, возникает макроскопическая трещина. Вторая стадия разрушения состоит в распространении трещины и завершается разделением тела на части.

Подавляющее большинство исследований по прочности твёрдых тел базируется на предположении о необратимости обеих стадий разрушения. С некоторыми оговорками это предположение можно принять для этапа распространения макротрещины. Что касается стадии накопления повреждений, то здесь постулат необратимости оказывается, вообще говоря, несправедливым. В последнее время получены убедительные экспериментальные данные об уменьшении деформационной пористости в твёрдых телах, находящихся под воздействием высокого гидростатического давления. Одновременно в этих опытах было обнаружено заметное повышение основных физикомеханических характеристик твёрдых тел, обусловленное частичной регенерацией их сплошности.

Ниже в п.2 и п.3 получено решение задачи для больших деформаций шаровой полости в неограниченном упругом теле, нагруженном на бесконечности гидростатическим давлением. Произведена оценка влияния геометрической нелинейности на конфигурацию поры и распределение напряжений в её окрестности. В п.4 излагаются основные положения, связанные с завершающей фазой накопления повреждений, когда происходит слияние многих микроразрывов сплошности и образуется макроскопическая трещина.

Постановка задачи. Рассмотрим неограниченное упругое изотропное тело S с шарообразной полостью радиуса R_0 . Пусть на бесконечности тело загружено равномерным гидростатическим давлением *p*=*const*. Требуется определить напряженно-деформированное состояние в S.

Введем сферические координаты $r\theta\varphi$ с началом в центре поры. Из условий симметрии вытекает, что напряжения σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$, $\sigma_{r\theta}$ являются главными напряжениями, тангенциальные перемещения $u_{\varphi}=u_{\theta}=0$, а радиальное перемещение *и* зависит только от координаты *r*.

Радиус деформированной полости будет равен

$$R_* = R_0 + u(R_0) . \tag{1.1}$$

1. Линейное решение. Согласно [1], имеем

$$u = -\frac{p(1-2\nu)}{E}r - \frac{p(1+\nu)R_0}{2E} \left(\frac{R_0}{r}\right)^2,$$

$$\sigma_{rr} = -p(1-\frac{R_0^3}{r^3}), \qquad \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\phi\phi} = -p(1+\frac{R_0^3}{2r^3}).$$
(1.2)

Здесь *Е* – модуль Юнга; v – коэффициент Пуассона материала пространства, *r* – расстояние (*до деформации*) рассматриваемой точки от начала координат.

Радиальное перемещение сферической полости вычисляется по формуле

$$u(R_0) = -\frac{3p(1-\nu)}{2E}R_0$$
,

подставив которую в равенство (1.1), получим величину деформированного радиуса полости:

$$R = R_0 \left(1 - \frac{3(1 - \nu)}{2E} p \right). \tag{1.3}$$

2. Геометрически нелинейное решение. Располагая результатами (1.1)–(1.3), учтём основные моменты, связанные с геометрической нелинейностью задачи. В основу дальнейшего анализа положим следующее предположение: бесконечно малое изменение давления р на бесконечности вызывает в окрестности сферической поры приращение перемещений и напряжений, зависящее от её текущей (деформированной) конфигурации. Тогда, после соответствующих преобразований [2], получим:

- выражение для радиуса деформированной поры

$$R_* = R_0 e^{-\frac{3(1-\nu)p}{2E}};$$
 (2.1)

- формулы для главных напряжений:

$$\sigma_{rr} = -p(1 - \frac{R_*^3}{r_*^3}), \qquad \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\phi\phi} = -p(1 + \frac{R_*^3}{2r_*^3}); \qquad (2.2)$$

- соотношения для максимальных касательных напряжений:

$$\tau_1 = \frac{\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta}}{2} = \frac{3p}{2} \left(\frac{R_*}{r_*}\right)^3, \quad \tau_2 = \frac{\sigma_{rr} - \sigma_{\phi\phi}}{2} = \frac{3p}{2} \left(\frac{R_*}{r_*}\right)^3, \quad \tau_3 = \frac{\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{\phi\phi}}{2} = 0. \quad (2.3)$$

Здесь символами R_* и r_* обозначены, соответственно, радиус шаровой поры и координата r рассматриваемой точки после деформации. Вопрос теперь заключается в том, как определить параметр r_*

Обратимся к формуле $(1.2)_1$. Исходя из принятого выше предположения, запишем приращение du_i деформированной координаты r_i на *i*-ой ступени нагружения $dp_i = p/n = const$ (*n>>1*):

$$du_{i} = -\frac{pr_{i}}{nE}\left[(1-2\nu) + \frac{(1+\nu)}{2}\left(\frac{R_{i}}{r_{i}}\right)^{3}\right], \quad (r_{i} \geq R_{i}).$$

Отсюда находим перемещение контура поры

$$du_{i}(R_{i}) = -\frac{pR_{i}}{nE} \left[(1-2\nu) + \frac{(1+\nu)}{2} \right] = -\frac{3(1-\nu)pR_{i}}{2nE}.$$

Радиус деформированной поры и деформированная координата произвольной точки пространства перед следующей (*i*+1)-ой ступенью нагружения будут:

$$R_{i+1} = R_i (1 - \frac{3(1 - \nu)\rho}{2En}), \qquad (0 \le i + 1 \le n), \tag{2.4}$$

$$r_{i+1} = r_i + du_i = r_i \left\{ 1 - \frac{p}{En} \left[(1 - 2v) + \frac{(1 + v)}{2} \left(\frac{R_i}{r_i} \right)^3 \right] \right\}, \quad (r_i \ge R_i).$$
(2.5)

Представим теперь переменную r_{i+1} в виде суммы

$$r_{i+1} = R_{i+1} + \rho_{i+1} , \qquad (2.6)$$

где слагаемое ρ_{i+1} является координатой, отсчитываемой от *деформированного* контура поры.

Внеся (2.6) в (2.5), находим

$$\boldsymbol{R}_{i+1} + \rho_{i+1} = \left(\boldsymbol{R}_{i} + \rho_{i}\right) \left\{ 1 - \frac{\boldsymbol{p}}{\boldsymbol{E}\boldsymbol{n}} \left[(1 - 2\nu) + \frac{(1 + \nu)}{2} \left(\frac{1}{1 + \rho_{i} / \boldsymbol{R}_{i}} \right)^{3} \right] \right\}, \quad (\rho_{i} \ge 0).$$
(2.7)

Пусть $\rho_i / R_i \ll 1$. Тогда

$$\left(\frac{1}{1+\rho_i/R_i}\right)^3 = 1 - \frac{3\rho_i}{R_i}.$$
(2.8)

В результате подстановки (2.8) в (2.7) получаем

$$R_{i+1} + \rho_{i+1} = \left(R_i + \rho_i\right) \left\{ 1 - \frac{\rho}{En} \left[(1 - 2\nu) + \frac{(1 + \nu)}{2} \left(1 - \frac{3\rho_i}{R_i} \right) \right] \right\}, \quad (\rho_i / R_i <<1).$$
(2.9)

Отсюда, после соответствующих преобразований, выводим

$$\rho_* = \rho_0 e^{\frac{3\nu p}{E}}.$$

Следовательно

$$r_* = R_* + \rho_* = R_0 e^{-\frac{3(1-\nu)\rho}{2E}} + \rho_0 e^{\frac{3\nu\rho}{E}}.$$
 (2.10)

Подставив найденное выражение в формулы (2.2) и (2.3), будем иметь

$$\sigma_{rr} = -\rho \left[1 - \frac{1}{\left(1 + \frac{\rho_0}{R_0} e^{\frac{3(1+\nu)\rho}{2E}} \right)^3} \right], \quad \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\phi\phi} = -\rho \left[1 + \frac{1}{2\left(1 + \frac{\rho_0}{R_0} e^{\frac{3(1+\nu)\rho}{2E}} \right)^3} \right], \quad (2.11)$$

$$\tau_{1} = \tau_{2} = \frac{3p}{2} \left[\frac{1}{\left(1 + \frac{\rho_{0}}{R_{0}} e^{\frac{3(1+\nu)p}{2E}} \right)^{3}} \right], \quad \tau_{3} = 0.$$
(2.12)

Здесь и выше R_0 и ρ_0 –соответственно *недеформированные* значения радиуса поры и расстояния до него от рассматриваемой точки.

Из этих соотношений вытекает, что *с точки зрения геометрически нелинейной теории упругости в окрестности шаровой поры распределение нормальных и касательных напряжений зависит от трёх параметров: одного геометрического (отношения \rho_0 / R_0) и двух механических (модуля Юнга <i>E* и коэффициента Пуассона *v* материала тела).

3. Физически нелинейное решение. По условиям постановки задачи, главными осями напряжений и деформаций будут направление центрального радиуса r и два любых, перпендикулярных к нему и взаимно перпендикулярных направления на сфере r = const.

Истинные деформации определяются выражениями

$$\varepsilon_{rr} = \ln(1 + \frac{du}{dr}), \qquad \varepsilon_{\theta\theta} = \varepsilon_{\phi\phi} = \ln(1 + \frac{u}{r}). \qquad (3.1)$$

Напряжения и деформации связаны между собой зависимостями [3]

$$\sigma_{rr} - \sigma = \frac{2\sigma_i}{3\varepsilon_i} \varepsilon_{rr}, \qquad \sigma_i = \Phi(\varepsilon_i),$$

$$\sigma_{\theta\theta} - \sigma = \frac{2\sigma_i}{3\varepsilon_i} \varepsilon_{\theta\theta}, \qquad \theta = \varepsilon_{rr} + \varepsilon_{\theta\theta} + \varepsilon_{\phi\phi}$$

$$\sigma_{\phi\phi} - \sigma = \frac{2\sigma_i}{3\varepsilon_i} \varepsilon_{\phi\phi}, \qquad \sigma = (\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta} + \sigma_{\phi\phi}),$$

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_{\theta\theta} - \varepsilon_{\phi\phi})^2 + (\varepsilon_{\theta\theta} - \varepsilon_{rr})^2 + (\varepsilon_{\phi\phi} - \varepsilon_{rr})^2},$$

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{\phi\phi})^2 + (\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{rr})^2 + (\sigma_{\phi\phi} - \sigma_{rr})^2}.$$
(3.2)

Обозначим, как и выше, деформированную координату произвольной точки через

$$r_* = r + u(r)$$
. (3.3)

Условие несжимаемости $\theta = 0$ после подстановки в него соотношений (3.1) и (3.3) преобразуется к виду

$$\frac{r_*^2}{r^2}\frac{dr_*}{dr}=1.$$

Интегрируя полученное уравнение, получим

$$r_* = \sqrt[3]{r^3 + c}, \qquad u = \sqrt[3]{r^3 + c} - r,$$
 (3.4)

где *с* – произвольная постоянная интегрирования. Подставляя (3.4) в (3.1) получаем

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \varepsilon_{\varphi\phi} = -\frac{1}{2}\varepsilon_{rr} = \frac{1}{3}\ln\left(1 + \frac{c}{r^3}\right). \tag{3.5}$$

Внеся эти выражения в формулу для интенсивности деформаций ε_i , находим

$$\varepsilon_i = \frac{2}{3} \ln\left(1 + \frac{c}{r}\right). \tag{3.6}$$

Умножая уравнение равновесия

$$\frac{d\sigma_{rr}}{dr_*} + \frac{2}{r_*}(\sigma_{rr} - \sigma_{\varphi\varphi}) = 0$$

на $\frac{dr_*}{dr}$, приведем его к виду

$$\frac{d\sigma_{rr}}{dr} + \frac{2}{r_*} \frac{dr_*}{dr} (\sigma_{rr} - \sigma_{\varphi\varphi}) = 0.$$
(3.7)

Из формул (3.1) и (3.2) имеем

$$\sigma_{\varphi\varphi} = \sigma_{\theta\theta}$$
 , $\sigma_{\varphi\varphi} - \sigma_{rr} = \sigma_{i}$.

В результате подстановки этих выражений в уравнение (3.7) и его последующего интегрирования, выводим

$$\sigma_{rr} = 2 \int_{R_0}^{r} \frac{\sigma_i r^2}{r^3 + c} dr + A, \qquad (A = const).$$
(3.8)

Учитывая краевые условия $\sigma_{rr}(R_0) = 0$, $\sigma_{rr}(\infty) = -p$, из формулы (3.8) находим

$$\sigma_{rr} = 2 \int_{R_0}^{r} \frac{\sigma_i r^2}{r^3 + c} dr, \qquad (3.9)$$

$$-p = 2 \int_{R_0}^{\infty} \frac{\sigma_i r^2}{r^3 + c} dr.$$
 (3.10)

При известном законе $\sigma_i = \Phi(\varepsilon_i) = f(r)$ соотношение (3.10) определяет постоянную *с*. Отсюда вытекает, что упруго-пластические напряжения полностью характеризуется формулами (3.9), (3.1), (3.2).

4. Критерий разрушения. Критический размер макроскопической трещины определяется формулой

$$I_k = A/\sigma^2$$
.

Здесь *А* – константа, зависящая от формы тела с трещиной; σ – растягивающее напряжение в окрестности трещины.

Пусть длина имеющейся в теле трещины равна l_0 . Тогда, если эта трещина начала расти и достигла размера l_k , то на основании предыдущей формулы имеем

$$(\delta I_k / I_0) = A / (I_0 \sigma^2) - 1 = (S / \sigma)^2 - 1.$$
(4.1)

Выражение (4.1) определяет критическое значение приращения трещины δl_k . Входящая сюда константа $S = A/l_0^2$ имеет размерность напряжений. Если под l_0 понимать меру длины начальных микротрещин, образовавшихся при деформации, то отношение $\delta l_k/l_0$ можно истолковать как безразмерную характеристику повреждений ω , накопленных в теле при его деформировании. Отсюда получаем искомый критерий разрушения:

$$\omega = (S/\sigma)^2 - 1$$

Работа выполнена по теме исследований гранта РФФИ № 03-01-00601

УДК 539.4.015

О СВЯЗИ НАЧАЛЬНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МАТЕРИАЛА С ЕГО ДОЛГОВЕЧНОСТЬЮ ПРИ ПОСТОЯННОЙ НАГРУЗКЕ

Холодарь Б. Г.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь <u>hbg@bstu.by</u>

При проведении испытаний различных материалов на долговечность отмечается значительный разброс результатов. В зависимости от материала, уровня и характера нагружения разброс долговечности может достигать нескольких десятичных порядков [1,2]. Определенную роль в этом играют условия проведения эксперимента, но основной причиной разброса является наличие исходной поврежденности структуры материала и вероятностный характер ее распределения по объему. Особенно сложен учет влияния разброса на результаты эксперимента при непостоянных нагрузках.

Формально связь долговечности образца с уровнем исходной поврежденности и напряженным состоянием можно проанализировать с помощью соответствующего кинетического уравнения развития поврежденности. В качестве меры повреждености в точке тела может быть использована некоторая непрерывным образом распределенная по объему образца скалярная величина $0 \le \omega \le 1$ [2], которая, в общем случае, состоит из мгновенно-обратимой, запаздывающе-обратимой и необратимой компонент, изменение которых во времени подчиняется соответствующим кинетическим уравнениям [3]. В большинстве случаев интерес представляет необратимая часть поврежденности, поэтому далее именно ее будем понимать под поврежденностью. Внутри каждой из компонент можно выделить гидростатическую и девиаторную составляющие, имея ввиду их связь с гидростатической и девиаторной компонентами напряженно-деформированного состояния тела. Необходимость такого выделения подтверждается, например, обработкой данных по долговечности поливинилхлорида при сложном на-

пряженном состоянии [3]. В ряде случаев величину ω_0 можно непосредственно увязать со структурой материала или параметрами поверхностной обработки образцов.

В случае одноосного растяжения образца достаточно удобным является уравнение вида

$$\frac{d\omega}{dt} = \nu(1-\omega) \cdot Sh\left(\frac{\alpha\sigma}{1-\omega}\right),\tag{1}$$

где σ – уровень номинального напряжения $\sigma = \frac{Q}{A}$; Q – нагрузка; A – площадь нетто-сечения; α и ν – структурные параметры материала, зависящие, в частности, от температуры; *Sh*(*x*) – функция гиперболического синуса. Параметры α и ν используются далее как константы.

Если принять, что каждый образец имеет некоторую исходную поврежденность (следствие несовершенств и неоднородностей структуры) $\omega_0 \neq 0$, то относительная долговечность ψ такого образца сравнительно с образцом идеальным, для которого $\omega_0 = 0$, определится как

$$\psi(\mathbf{x},\omega_0) = \frac{\tau_p(\mathbf{x},\omega_0)}{\tau_p(\mathbf{x},0)},\tag{2}$$

где $x = \alpha \sigma$ – параметр нагружения, τ_p – долговечность, найденная из решения уравнения (1). Здесь и далее под τ понимается приведенное (безразмерное) время $\tau = vt$. Зависимость (2) для значений x = 4, x = 16 и x = 32 приведена на рис.1, который показывает, что для каждого уровня нагружения $x = \alpha \sigma$ существует некоторый свой диапазон поврежденности ω_0 , границы которого определяют фактическую долговечность образца. Как видим, с ростом нагрузки все более низкие уровни исходной поврежденности ω_0 приводят к резкому падению долговечности. На рис.1 для указанных значений параметра x приведены также кривые $\frac{d\psi}{dz}$ – плотность распределения относительной долговечности по переменной $z = Lg(\omega_0)$.



Рис.1. Относительная долговечность и плотность ее распределения (кривые 1,2,3 – соответственно для x = 4,16,32)

Исходная поврежденность ω_0 и долговечность при заданной нагрузке связаны между собой уравнением (1), поэтому наличие экспериментальной зависимости вероятности разрушения образцов $P(T_p)$ позволяет при достаточно представительной выборке установить вероятность реализации той или иной исходной поврежденности реального материала (здесь обозначено P – вероятность разрушения, T_p – долговечность образца). С этой точки зрения представляет интерес по имеющимся экспериментальным данным о разбросе долговечности образцов при испытаниях определить величину фактической исходной поврежденности материала, а также ее вероятностное распределение. Ниже это выполнено для случая испытаний с постоянной нагрузкой, как наиболее простого.

В [1,4] приведены результаты испытаний на долговечность 42 образцов из поликристаллического цинка при номинальном напряжении $\sigma = 8 \kappa \Gamma c/m^2$ и комнатной температуре (рис.2).



Рис.2. Зависимости $P(T_p)$, $\frac{dP}{dT_p}$, $\omega_0(T_p)$ – кривые 1,2,3 соответственно.



Построение нормировано на единицу, и поэтому кривая 1 соответствует вероятности Р разрушения образца за заданное время $T_p \leq T_p^{\max}$. Эти данные были аппроксимированы сплайном, и по проведенной аппроксимации путем ее численного дифференцирования построена кривая плотности вероятности разрушения dP/dT_p , также показанная на рис.2, которая несколько отличается от приведенных в [1,4] (все непрерывные распределения, построенные далее на рисунках, используют данную ап-проксимацию). Наибольшей величине долговечности, зафиксированной в опыте, была приписана поврежденность $\omega_0 = 0$, что позволило определить величину параметра v, приняв $\alpha = 2.0$ (интервал изменения α и ν при комнатной температуре по [1, таб.11] составляет $1 \le \alpha \le 5$ и $10^{-6} \le \nu \le 10^{-15}$). При этом получено значение $\nu \approx 2.892 \cdot 10^{-13}$. С использованием этих значений определена величина ω_0 для каждого зафиксированного в опытах времени разрушения образца T_p . На рис.2 связь $\omega_0(T_p)$ для испытанных образцов показана точками, группирующимися возле соответствующей кривой 3, полученной с использованием сплайн-аппроксимации. По физическому смыслу зависимость *P*(ω_0) представляет собой вероятность присутствия в образце исходной поврежденности, не превышающей заданный уровень ω_0 . Искомые зависимости $P(\omega_0)$ и $dP/d\omega_0$, построенные по экспериментальным данным $P(T_p)$, приведенным на рис.2, показаны на рис.3. Обращает на себя внимание то обстоятельство, что величина исходной поврежденности достигает



Рис.3. Зависимости $P(\omega_0)$, $\frac{dP}{d\omega_0}$ (кривые *1,2* соответственно) для поликристаллического цинка.

достаточно больших уровней – в данной серии опытов она составляет $\omega_0^{\text{max}} \approx 0.218$. Среднему значению долговечности образцов, соответствующему максимуму плотности вероятности разрушения и составляющему примерно $T_p^c \approx 7500$ сек, соответствует значение $\omega_0^c \approx 6.35*10^{-2}$.

Из рис.2 и 3 видно также, что опыты, в которых реализуются средние значения вероятности разрушения и исходной поврежденности, не совпадают.

Если трактовать поврежденность при одноосном растяжении как относительную долю поперечного сечения, занятую трещиной, то

уровень ω_0 , соответствующий параметрам шероховатости обработки поверхности, составит примерно $10^{-4} \div 10^{-2}$, поэтому найденные верхние значения исходной поврежденности $\omega_0^{\max} \sim 0.2$ свидетельствуют о присутствии в об-

разцах технологических дефектов "макроскопической" значимости (внутриобъемных или поверхностных).

Для того же материала в [1,4] приведены результаты испытаний 48 образцов на повторное нагружение. На первом этапе эксперимента все образцы выдерживались под нагрузкой $\sigma = 8 \ \kappa \Gamma c/mm^2$ в течение $T_{H} = 3000 \ ce\kappa$, а затем после кратковременного отдыха нагружались до разрушения. Часть из них (12 из 48) разрушилась на первом этапе. Результаты соответствующего расчета с использованием кинетического уравнения (1) приведены на рис.4, где по аналогии с [1,4] время до разрушения отложено как в реальном масштабе, так и с использованием логарифмической шкалы.



Рис.4. Вероятность разрушения и плотность ее распределения при непрерывном нагружении (кривые *l*) и нагружении с прерыванием (кривые *2*).

Виден сдвиг и деформация распределения $P(T_p)$ и плотностей $\frac{dP}{dT_p}$ и $\frac{dP}{dLg}$ (T_p)

в области малых значений долговечностей, которые хорошо соответствуют приведенным в [1,4] результатам. Отметим, что по результатам расчета разрушение за время нагружения T_{μ} = 3000 сек достигается у n =13 образцов из 42.

Исходная поврежденность и вероятность ее наличия в материале $P(\omega_0)$ являются в некотором смысле характеристиками материала и не зависят от уровня прикладываемой нагрузки. На основании этого на рис.5 показаны расчетные (гипотетические) распределения долговечности, которые имели бы место для найденного по данным опытов с $\sigma = 8 \text{ к}\Gamma \text{с/mm}^2$ распределения исходной поврежденности материала, при проведении таких же испытаний с напряжениями $\sigma = 2 \text{ к}\Gamma \text{с/mm}^2$ и $\sigma = 16 \text{ к}\Gamma \text{с/mm}^2$, а также полученные с использованием сплайна распределения плотности вероятности dP/dLg(Tp). Для каждого уровня напряжений точками показаны также зависимости $\omega_0(T_p)$, найденные для экспериментального массива значений $P(T_p)$.



Рис.5. Зависимости $P(LgT_p)$, $\frac{dP}{dLgT_p}$, $\omega_0(LgT_p)$ для разных уровней нагружения (x = 4 – справа, x = 16 – в центре, x = 32 – слева).

Из построений видно, как меняется форма кривых – с ростом нагрузки она становится более пологой (т.е. рассеяние долго-вечности увеличивается). Это же видно на расчетных кривых долговечности $Lg\tau_p(x,\omega_0)$, показанных на рис.6. Средней величине логарифма долговечности на каждом уровне нагружения, определенной по положению максимума на кривых распределения $\frac{dP}{dLg(T_p)}$, соответствует значение ω_0 , равное примерно 0.0212, 0.0533, 0.0928 при x = 4, 16, 32, соответственно. Видно, что с ростом нагрузки наиболее вероятное время жизни образцов смещается по кривым $Lg\tau_p(x,\omega_0)$ в сторону увеличения исходной поврежденности. Если для определения значений ω_0^c дут несколько выше приведенных. Противоположное поведение проявляют уровни вероятности, соответствующие средней долговечности – они убывают с ростом уровня нагружения (для обоих используемых распределений), что согласуется с общим ходом кривой $P(\omega_0)$ на рис.3.



Рис.6. Разброс долговечности и плотность распределения ее в зависимости от уровней нагружения и исходной поврежденности.

Построение плотности вероятности $\frac{dP}{d\omega_0}$ и $\frac{dP}{dLg(\omega_0)}$ на рис.3 выполнено по формулам $\frac{\partial P}{\partial \omega_0} = \frac{\partial P}{\partial \tau} \cdot \frac{\partial \tau}{\partial \omega_0}$ и $\frac{dP}{dLg(\omega_0)} = Ln(10) \cdot \omega \cdot \frac{dP}{d\omega_0}$. Если в уравнении (1) перейти от функции Sh(x) к функции exp(x), то можно получить выражение для долговечности при $x = \alpha \sigma = Const$ в виде $\tau_p = -Ei(-\frac{x}{1-\omega_0})$, и тогда для $\frac{\partial \tau_p}{\partial \omega_0}$ будем иметь $\frac{\partial \tau_p}{\partial \omega_0} = -\frac{1}{1-\omega_0} \exp(-\frac{x}{1-\omega_0})$. Несмотря на определенную некорректность замены $Sh(x) \rightarrow \exp(x)$ (ненулевая скорость $d\omega/dt$ при x=0) результаты расчета $Lg\tau_p(x)$ практически одинаковы для $x > 1.5 \div 2$, а начиная с $x > 5 \div 10$, можно для времени разрушения использовать аппроксимацию $\tau_p \approx \frac{\exp(-x)}{x}$ (при $\omega_0 = 0$). Используя эти приближения, достаточно просто выполнить все построения. Именно таким образом семейство кривых распределения $\frac{dLg\tau_p(x,\omega_0)}{d\omega_0}$ для $0 \le \omega_0 \le \omega_0^{max}$ построено на

рис.6.

Предположим, что во время испытаний образцов на долговечность под разными уровнями нагрузки реализовалась полоса разброса, как это видно, например, на рис.6. Для двух уровней нагрузки Q_1 и Q_2 рассмотрим точки, принадлежащие линии B_1BB_2 . При качественной подготовке и проведении экспериментов можно пренебречь вариа-

циями δQ , δA сравнительно с возможными вариациями исходной неоднородности материала образцов, которые мы связываем с неоднородностью ω_0 . В таком случае на реализацию "*B*" можно смотреть двояко – как на долговечность под нагрузкой Q_1 при максимальной для данных опытов исходной поврежденности образцов $\omega_0 = \omega_0^{\max}$ или как на долговечность под нагрузкой Q_2 в бездефектном образце ($\omega_0 = 0$). Отсюда находим, что максимальная реализовавшаяся в опытах начальная поврежденность ω_0^{\max} (величина, характеризующая сам материал) составляет $\omega_0^{\max} \approx 1 - \frac{Q_1}{Q_2}$ и может иметь, как это видно по рис.6, достаточно большую величину – десятые доли от единицы. Вместе с тем, по приведенным на рис.3 данным наиболее вероятное значение ω_0 (при котором $\frac{\partial P}{\partial \omega_0}$ имеет максимум) составляет сотые доли (~0.052). Зона разброса экспериментальных значений логарифма долговечности при фиксированном значении ω_0^{\max} расширяется с ростом нагрузки практически по линейному по закону

$$\Delta_{Lg\tau} = -Lg\Psi(x, \omega_0^{\max}) \approx Lg(1-\omega_0^{\max}) + 2.3 \frac{x\omega_0^{\max}}{1-\omega_0^{\max}}$$

На рис.6 показано семейство кривых $Lg\tau_p(x,\omega_0)$ для интервала $0 \le \omega \le \omega^{\max}$, которое можно рассматривать как одно из двух семейств линий соответствующей криволинейной системы координат. Вдоль этого семейства изменяется переменная $S(x,\omega_0) = \int_{x_0}^x \sqrt{1+(y')^2} dx$, где $y' = \frac{dLg(\tau_p(x,\omega_0))}{dx}$. Если воспользоваться приближением $\tau_p \approx \frac{\exp(-x/(1-\omega_0))}{x/(1-\omega_0)}$, то интеграл для $S(x,\omega_0)$ может быть выражен через функцию $ArSh(\cdot)$. На этом семействе можно построить ортогональное ему семейство линий, вдоль кото-

На этом семеистве можно построить ортогональное ему семеиство линии, вдоль которых будет изменяться переменная ω_0 . Описывающее это семейство выражение также имеет достаточно простую аналитическую форму.

Ввиду того, что кривизна линий $Lg\tau_p(x,\omega_0)$ для разных $\omega_0 = Const$ мало отличается между собой, получающиеся ортогональные кривые S=Const в интересующем нас диапазоне ω_0 мало бы отличались от прямых, ортогональных линии $Lg\tau_p(x,0)$. Поэтому на рис.6 кривые плотности распределения долговечности $\frac{dLg\tau_p}{d\omega_0}$ для значений параметра нагружения x=4, x=16 и x=32 отложены как раз на таких прямолинейных отрезках. Расположение кривых разброса вдоль линий S=Const или на заменяющих их прямолинейных отрезках в большей степени отвечает физическому смыслу задачи, чем используемое обычно представление разброса вдоль оси ординат (которое можно проследить по точкам на рис.6). При этом имеется полное соответствие исходной поврежденности материала с положением координатной линии $\omega_0 = Const$ системы криволинейных координат.

Кривые длительной прочности, построенные по параметру ω_0 , как это сделано, например, на рис.6, могут удобно дополнить кривые длительной прочности по параметру вероятности [5,6]. Так как вдоль кривой *P*=*Const*, как показано выше, величина

 ω_0 меняется при изменении уровня нагрузки, то использование кривых длительной прочности по параметру вероятности становится нецелесообразным при переходе к описанию переменных нагрузок, поскольку нарушаются сами предпосылки применения гипотез суммирования поврежденности. Кроме того, построение кривых $P(T_p)$ на концевых участках кривых распределения (при значениях P<1% и P > 99%) требует большого количества образцов и времени испытаний, и в этом смысле прогнозирование концевых участков вероятностных кривых $P(T_p)$ через параметр ω_0 является весьма полезным.

Дополнительно рассмотрим вопрос о выполнимости критерия Бейли при учете исходной поврежденности материала на примере ступенчатого нагружения. Согласно критерию, для ступенчатого нагружения двумя последовательными блоками нагрузки с $\sigma_1 = Const$ и $\sigma_2 = Const$, действующими в течение времени t_1 и t_2 соответственно, функция $\varphi = \frac{t_1}{t_{1p}} + \frac{t_2}{t_{2p}}$ в момент разрушения должна стать равной единице (здесь $t_{1p}(\omega_0)$ и $t_{2p}(\omega_0)$)

–долговечности материала при данных уровнях σ_1 и σ_2). Найденные с помощью уравнения (1) значения функции φ показывают (рис.7), что хотя исходная поврежденность ω_0 и влияет на величину функции, но однозначно $\varphi < 1$ при всех $\sigma_1 > \sigma_2$ и $\varphi > 1$ при $\sigma_1 < \sigma_2$. На основании этого, представляя нагрузку набором последовательных участковступенек, можно заключить, что независимо от уровня начальной поврежденности материала на монотонно возрастающих нагрузках разрушение наступит прежде, чем это устанавливается критерием линейного суммирования повреждений, и наоборот – в случае монотонно убывающих нагрузок (для случая $\omega_0 = 0$ этот вопрос рассмотрен в [3]).



Рис.7. Функция $\phi = \phi(\omega_0, \omega_1, \frac{\sigma_2}{\sigma_1})$ для значений $\frac{\sigma_2}{\sigma_1} = 0.25, \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = 1.5, \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = 2.5$ (кривые 1,2,3)

при $x_1 = \alpha \sigma_1 = 20$. Обозначено: ω_1 – поврежденность в момент снятия напряжений σ_1 .

Поскольку частотный параметр v в уравнении (1) рассматривался выше как некоторая константа материала, то само уравнение при этом не описывает режимов зарождения и размножения дефектов структуры, появляющихся в материале в процессе его

активного нагружения, например, циклического. В этом смысле вывод о применимости критерия Бейли фактически относится к случаю медленно меняющихся нагрузок, для которых непосредственно вызываемая ими (наведенная в материале) поврежденность составляет некоторую достаточно малую долю от исходной "технологической" поврежденности. В целом же, с учетом дополнительной зависимости параметров α и ν от режима нагружения, использование кинетических уравнений развития поврежденности типа (1) позволяет при наличии распределений $P(\omega_0)$ вести речь о прогнозировании долговечности с точки зрения вероятности ее реализации для произвольных законов изменения нагрузки Q(t) во времени, в том числе для задачи определения остаточного ресурса. Эти кинетические уравнения обобщаются также на случай сложного напряженного состояния [3,7].

Список литературы

- 1. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974, 560с.
- 2. Болотин В.В. Ресурс машин и конструкций. М.: Машиностроение, 1990, -448с.
- 3. Холодарь Б.Г. Некоторые вопросы применения термофлуктуационного подхода к описанию процессов деформирования и разрушения материалов и конструкций. Канд. дис., Челябинск, ЧПИ,1976г.
- 4. Бобоев Т.Б., Регель В.Р., Слуцкер А.И. Статистический разброс значений долговечности при механическом испытании и необратимость разрушения твердых тел. Проблемы прочности, №3, 1974г, с.40-44
- 5. Трощенко В.Т., Красовский В.В., Сосновский Л.А., Стрижало В.А. Сопротивление материалов деформированию и разрушению. Справочное пособие. Часть 2. Киев, Наукова думка, 1994г. –702с.
- 6. Дж. А.Коллинз. Повреждение материалов в конструкциях. Анализ, предсказание, предотвращение: Пер. с англ. М.: Мир, 1984, –624с.
- 7. Хвисевич В., Холодарь Б., Якушевич С. Описание процессов развития поврежденности в материалах. В кн.: Materialy II Sympozjium Mechaniki Zniszczenia Materialow i Konstrukcji. Augustow, 4-7 czerwca 2003, Białystok 2003, c.47-52

ОБРАТИМОЕ РАЗУПРОЧНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Si, ZnS, C60, СТИМУЛИРОВАННОЕ МАЛОДОЗОВЫМ (D < 1 сGy) БЕТА-ОБЛУЧЕНИЕМ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Головин Ю. И., Дмитриевский А. А., Кузьмицкая М. А., Пушнин И. А., Сучкова Н. Ю.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, <u>dmitr2002@tsu.tmb.ru</u>

Исследования дефектов, генерируемых малыми дозами (D < 1 cGy) ионизирующего облучения в полупроводниках, как правило, проводятся с использованием электрических методов [1]. Однако, не все радиационные дефекты (РД) способны изменять электрические свойства полупроводников. Цель работы заключалась в исследовании бета-стимулированных изменений микротвердости (H) монокристаллов Si, ZnS, а также фуллерита C₆₀.

Обнаружено обратимое разупрочнение всех типов исследуемых образцов, инициируемое малыми дозами (D < 1 cGy) бета-облучения (Рис. 1). Для кристаллов C₆₀ и ZnS зависимость бета-стимулированного изменения микротвердости от времени облучения H(t) имеет насыщение. Прекращение облучения C₆₀ и ZnS на стадии насыщения приводит к восстановлению H к исходному значению. Зависимость H(t) для кристаллов кремния имеет пик. Сложный характер зависимости для Si, по-видимому, обусловлен сравнительно высокой подвижностью первичных РД и возможностью их взаимодействия с примесными атомами с созданием более сложных и стабильных вторичных РД.



Рис. 1. Зависимость относительного изменения микротвердости от времени облучения монокристаллов Si – 1, ZnS – 2, фуллерита C₆₀ -3 и последующей релаксации H к исходному состоянию для ZnS – 4 и C₆₀ – 5.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 02-02-17571), Университеты России (грант № У.Р.01.01.013.), а также программы «Фуллерены и атомные кластеры» (проект № 541-02).

Список литературы

1. В.А. Козлов, В.В. Козловский, ФТП, **35**, 7, 769 (2001)

ОБ ОСОБЕННОСТЯХ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ И ИЗМЕНЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ, НАВЕДЕННЫХ ППД, ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ИЗГИБЕ

Белозеров В. В, Махатилова А. И, Субботина В. В.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г.Харьков, Украина, ukrenergo@kharkov.ukrtel.net

При испытании валов с напрессованными втулками в условиях одностороннего плоского изгиба в их поперечном сечении возникало два очага разрушения. Сделано предположение, что усталостная трещина в зоне действия сжимающих напряжений от изгиба возникает намного раньше, чем повреждение в зоне действия растягивающих напряжений от изгиба.

В настоящей работе была поставлена цель, изучить условия возникновения усталостной трещины в зонах концентрации сжимающих напряжений – у кромки втулки. Цилиндрические образцы (диаметром 30мм и длиной 500мм) из стали 30ХГСН2А (HRC50-52) подвергались поверхностному упрочнению обкатыванием роликами с помощью гидравлического трехроликового приспособления.

Предел выносливости образцов определялся по двум критериям разрушения: по разрушению в зоне действия растягивающих напряжений от изгиба и по появлению усталостной трещины в зоне действия сжимающих напряжений от изгиба. При проведении испытаний посередине образца устанавливали разъемную втулку. Циклическое нагружение проводилось с частотой 11Гц и коэффициентом асимметрии цикла *r* = 0,25.

Известно, что усталостная прочность деталей с концентратором напряжений, подвергнутых ППД, определяется, в первую очередь, исходным уровнем и устойчивостью остаточных напряжений.

Исследование остаточных напряжений (метод рентгеновской тензометрии) в образцах как в исходном состоянии, так и после различных этапов циклического нагружения позволило предложить следующий механизм разрушения поверхностноупрочненных валов со стяжной втулкой. Разупрочнение (снятие сжимающих остаточных напряжений) возникает в зонах, испытывающих сжимающие напряжения от внешней нагрузки. Дальнейшее воздействие циклической сжимающей нагрузки у кромки втулки вызывает развитие усталостной трещины. В случае знакопостоянных циклов нагружения в зоне действия сжимающих напряжений от изгиба возникают так называемые нераспространяющиеся трещины усталости, появление которых происходит задолго до возникновения повреждений в зонах действия растягивающих напряжений от изгиба.

Изложенный механизм повреждаемости деталей с зонами сопряжения при циклическом нагружении позволяет более обоснованно изыскивать пути повышения долговечности таких узлов.

НОВЫЙ ВАРИАНТ НЕЛИНЕЙНОЙ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ И ЕГО ПРИМЕНИМОСТЬ К ПРОБЛЕМАМ ФИЗИКИ ТВЕРДОГО ТЕЛА

Черных К. Ф.

Санкт-Петербургский государственный университет

В работах автора [1-9] была предложена и развита предельно простая (без потери общности) версия общей нелинейной теории упругости, позволяющая получать точные решения двумерных краевых задач (плоская задача, антиплоская деформация, осесимметричная деформация тел вращения). Изложим особенности предложенного подхода на примере плоской задачи. Прежде всего, это использование развитого автором комплексного подхода, приводящего к более компактным и прозрачным зависимостям.

1. Комплексный подход

Вводятся комплексные координаты, дифференцирование по ним и комплексные компоненты векторов и тензоров

$$\begin{aligned} \zeta &= x_1^o + ix_2^o, \, \zeta = x_1^o - ix_2^o, \, x_3^o; \qquad z = x_1 + ix_2, \, \overline{z} = x_1 - ix_2, \, x_3 \\ \frac{\partial}{\partial \zeta} &= \frac{1}{2} \left(\frac{\partial}{\partial x_1} - i\frac{\partial}{\partial x_2} \right), \qquad \frac{\partial}{\partial \overline{\zeta}} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial}{\partial x_1} + i\frac{\partial}{\partial x_2} \right) \\ T_1 &= t_{11} + t_{22} + i(t_{12} - t_{21}), \qquad T_2 = t_{11} - t_{22} + i(t_{12} + t_{21}), \qquad T_5 = t_{33}. \end{aligned}$$

Здесь x_i^o , x_i – декартовы координаты материальной точки до и после деформации.

Плоская деформация определяется зависимостями

$$z = z\left(\zeta,\overline{\zeta}\right), \ x_3 = \lambda x_3^\circ$$

где $\lambda = const - кратность удлинений в направлении третьей координатной оси.$

2. Разрешающие функции. Разрешающая система уравнений

Центральным в предложенном подходе является введение разрешающих функций: *разрешающих статических* функций (номинальные комплексные напряжения)

$$\left\{F^{-1}\cdot J\Sigma\right\}_{1}, \quad \left\{F^{-1}\cdot J\Sigma\right\}_{2}, \quad \left\{F^{-1}\cdot J\Sigma\right\}_{33}$$

и разрешающих дисторсионных функций (комплексные дисторсии)

$$\frac{\partial z}{\partial \zeta}, \qquad \frac{\partial z}{\partial \overline{\zeta}}, \qquad \frac{\partial x_3}{\partial x_3^2} = \lambda$$

определяющих все интересующие нас величины и удовлетворяющие разрешающей системе уравнений:

закону упругости

(I)
$$\frac{\left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{1}}{2} = \frac{\partial \Phi}{\partial(\partial z / \partial \zeta)}, \quad \frac{\left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{2}}{2} = \frac{\partial \Phi}{\partial(\partial z / \partial \overline{\zeta})}, \quad \left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{33} = \frac{\partial \Phi}{\partial\lambda};$$

(однородному) уравнению равновесия

(II)
$$\frac{\partial \left\{ F^{-1} \cdot J \Sigma \right\}_{1}}{\partial \overline{\zeta}} + \frac{\partial \left\{ F^{-1} \cdot J \Sigma \right\}_{2}}{\partial \zeta} = 0 \quad ;$$

(однородному) статическому граничному условию (Рис. 1)

(III)
$$\left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_1 e^{i\gamma^\circ} + \left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_2 e^{-i\gamma^\circ} = 0$$
;

(однородному) дисторсионному граничному условию – условию жесткого края

(IV)
$$\left(\frac{\partial z}{\partial \zeta} - 1\right) e^{i\gamma \circ} - \frac{\partial z}{\partial \overline{\zeta}} e^{-i\gamma} = 0$$

Дисторсионное граничное условие (условие жесткого края) имеет существенные преимущества перед геометрическим (заделки), будучи сформулированным в терминах дисторсионных разрешающих функций, входящих в систему разрешающих уравнений. Они более удобны и для практического использования, в частности, при рассмотрении в физике твердого тела границы с проскальзованием. При использовании функций Гурса-Колосова дисторсионное граничное условие однотипно со статическим условием.



Рис.1.

Для областей $S^{\circ-}, S^{\circ+}$, сопрягаемых по линии Γ° имеют место: *статическое условие сопряжения*

(V)
$$\left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{1}^{+} e^{i\gamma\circ} + \left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{2}^{+} e^{-i\gamma^{\circ}} = \left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{1}^{-} e^{i\gamma\circ} + \left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{2}^{-} e^{-i\gamma^{\circ}}$$

и дисторсионное условие сопряжения

(VI)
$$\left(\frac{\partial z}{\partial \zeta} - 1\right)^+ e^{i\gamma\circ} - \left(\frac{\partial z}{\partial \overline{\zeta}}\right)^+ e^{-i\gamma^\circ} = \left(\frac{\partial z}{\partial \zeta} - 1\right)^- e^{i\gamma\circ} - \left(\frac{\partial z}{\partial \overline{\zeta}}\right)^- e^{-i\gamma^\circ}$$

Соотношения (I) – (VI) компактны, прозрачны и формируют разрешающую систему уравнений.

Коль скоро она разрешена, легко определяются и «вторичные» при нашем подходе величины:

(

конфигурация деформированной области

$$z\left(\zeta,\overline{\zeta}\right) = \int \left(\frac{\partial z}{\partial \zeta}d\zeta + \frac{\partial z}{\partial \overline{\zeta}}d\overline{\zeta}\right),$$

поворот окрестности материальной точки О

$$e^{i\omega} = \frac{\partial z / \partial \zeta}{\left| \partial z / \partial \zeta \right|} \quad ,$$

условные напряжения (симметричные напряжения Био)

$$\Sigma_{1}^{o} = \sigma_{11}^{o} + \sigma_{22}^{o} = \operatorname{Re}\left\{ \left| \frac{\partial z}{\partial \zeta} \right|^{-1} \overline{\frac{\partial z}{\partial \zeta}} \left\{ F^{-1} \cdot J\Sigma \right\}_{1} \right\},$$

$$\Sigma_{2}^{o} = \sigma_{11}^{o} - \sigma_{22}^{o} + i2\sigma_{12}^{o} = \overline{\frac{\partial z}{\partial \zeta}} \left| \frac{\partial z}{\partial \zeta} \right|^{-1} \left\{ F^{-1} \cdot J\Sigma \right\}_{2}, \quad \sigma_{33}^{o} = \left\{ F^{-1} \cdot J\Sigma \right\}_{33}.$$

Истинные напряжения (напряжения Коши) имеют целый ряд недостатков и непригодны для рассмотрения наиболее интересных в приложениях сингулярных проблем. От этих недостатков свободны рассматриваемые условные напряжения (симметричные напряжения Био).

3. Законы упругости

Получению *точных решений* двумерных краевых задач способствовало введение (в плоской задаче) двух законов упругости. Первым из них был учитывающий геометрическую нелинейность *редуцированный стандартный материал*, для которого:

$$\begin{split} \varPhi &= \sigma^* \left(\frac{\partial z}{\partial \zeta} - 1 \right) \overline{\left(\frac{\partial z}{\partial \zeta} - 1 \right)} + \alpha \frac{\partial z}{\partial \overline{\zeta}} \frac{\overline{\partial z}}{\partial \overline{\zeta}} + \gamma \left(\lambda - 1 \right) \\ &\sigma^* = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)}, \ \alpha = \frac{E}{(1+\nu)}, \ \gamma = \frac{E(1-\nu)}{4(1+\nu)(1-2\nu)} \end{split}$$

$$\begin{aligned} &\frac{\partial z}{\partial \zeta} - 1 = \varPhi(\zeta), \ \frac{\partial z}{\partial \overline{\zeta}} = \overline{\Psi}(\zeta) \\ &\left\{ F^{-1} \cdot J \Sigma \right\}_1 = 2\sigma^* \varPhi(\zeta), \ \left\{ F^{-1} \cdot J \Sigma \right\}_2 = 2\alpha \overline{\Psi}(\zeta) \end{split}$$

Второй — малосжимаемый материал, для которого

$$\boldsymbol{\Phi} = \frac{E}{1+\nu} \left[\alpha \left(J - 1 \right) + \varphi \left(\left| \frac{\partial z}{\partial \zeta} \right|, \lambda \right) \right]$$

 $(\alpha - \text{постоянная}, J = \lambda \left(\left| \frac{\partial z}{\partial \zeta} \right|^2 - \left| \frac{\partial z}{\partial \overline{\zeta}} \right|^2 \right) - \text{кратность изменения объема.}). Здесь относи-$

тельное изменение объема (Ј-1) учтено простейшим (линейным) образом. Второе сла-

гаемое (функция своих аргументов) учитывает, деформацию сдвига. Этот (практически общий для конструкционных материалов) закон упругости учитывает геометрическую и физическую нелинейности. Разрешающие функции связаны здесь следующими соотношениями:

$$\begin{split} \left\{ F^{-1} \cdot J\Sigma \right\}_{1} &= \frac{E}{1+\nu} \Biggl[2\alpha\lambda + \frac{\Omega(\left|\partial z / \partial \zeta \right|, \lambda)}{\left|\partial z / \partial \zeta \right|} \Biggr] \frac{\partial z}{\partial \zeta}, \\ \left\{ F^{-1} \cdot J\Sigma \right\}_{2} &= -\frac{E}{1+\nu} 2\alpha\lambda \frac{\partial z}{\partial \zeta}, \qquad \left(\Omega(\left|\partial z / \partial \zeta \right|, \lambda) = \frac{\partial \varphi(\left|\partial z / \partial \zeta \right|, \lambda)}{\partial \left|\partial z / \partial \zeta \right|} \right), \\ \left\{ F^{-1} \cdot J\Sigma \right\}_{3} &= \frac{E}{1+\nu} \Biggl[\alpha \Biggl[\left| \frac{\partial z}{\partial \zeta} \right|^{2} - \left| \frac{\partial z}{\partial \overline{\zeta}} \right|^{2} \Biggr] + \frac{\partial \varphi}{\partial \lambda} \Biggr]. \end{split}$$

Оба варианта дают возможность получать точные решения двумерных краевых задач (плоская задача, антиплоская деформация, осесимметричная деформация тел вращения) и рассматривать анизотропные материалы (композиты, кристаллы, текстуры). Отметим, что в разрешающей системе уравнений (I)-(VI) лишь первое из них является нелинейным. Но для редуцированного стандартного материала и оно линейно. Таким образом, для редуцированного стандартного материала разрешающая система уравнений *линейна* при геометрической нелинейности задачи в целом. Это дает возможность решать геометрически нелинейные задачи всеми методами, используемыми в линейной теории.

4. Метод расчленения граничных условий. Статически и дисторсионно определимые задачи

Для решения краевых задач был предложен элементарный *метод расчленения граничных условий* более общий, чем традиционно используемый в линейной плоской задаче метод интегралов типа Коши, применимый к нелинейным задачами в случае отсутствия функций Гурса- Колосова. Суть его состоит в следующем. Пусть удалось представить (расчленить) граничное условие в виде

$$F_1(\sigma,\overline{\sigma}) + \overline{F_2(\sigma,\overline{\sigma})} = f_1(\sigma,\overline{\sigma}) + \overline{f_2(\sigma,\overline{\sigma})},$$

где входящие в него величины являются граничными значениями искомых $(F_1(\chi, \bar{\chi}), F_2(\chi, \bar{\chi}))$ и заданных $(f_1(\chi, \bar{\chi}), f_2(\chi, \bar{\chi}))$ функций, регулярных в рассматриваемой области, непрерывных вплоть до контура и удовлетворяющих условиям на бесконечности. Тогда можно принять

$$F_1(\chi,\overline{\chi}) = f_1(\chi,\overline{\chi}), \ F_2(\chi,\overline{\chi}) = f_2(\chi,\overline{\chi}).$$

Предложенный метод не требует специальной математической подготовки. Техника его использования продемонстрирована на примерах решения многочисленных задач [1-9].

Проиллюстрируем его на двух примерах: плоскости с отверстием и с жестким включением общего вида. При конформном отображении внешности отверстия (включения) плоскости ζ на внутренность единичного круга плоскости χ

$$\zeta = \kappa(\chi) = R[\chi^{-1} + \kappa_0(\chi)], \quad \kappa_0(\chi) = c_1\chi + c_2\chi^2 + \dots + c_n\chi^n$$

и обозначении

$$X(\zeta,\overline{\zeta}) = X(\kappa(\chi),\overline{\kappa(\chi)}) = X^{\vee}(\chi,\overline{\chi})$$

находим [5-9] для плоскости с отверстием

$$\left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{1}^{\vee}(\chi) = \frac{a_{0} - \overline{b}_{0}\chi^{2}}{1 - \chi^{2}\kappa_{0}^{\prime}(\chi)}, \quad \left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{2}^{\vee}(\chi) = \frac{\overline{b_{0} - \overline{a}_{0}\chi^{2}}}{1 - \chi^{2}\kappa_{0}^{\prime}(\chi)}$$

Полученные с помощью метода расчленения выражения не зависят от свойств материала (определяющих соотношений, не обязательно закона упругости). Их уместно называть решениями *статически определимых задач*. При этом определяются и напряжения. Дисторсионные разрешающие функции находятся здесь из определяющих соотношений (также не обязательно закона упругости).

Для плоскости с жестким включением имеем аналогичные выражения

$$\left(\frac{\partial z}{\partial \zeta}\right)^{\vee}(\chi) - 1 = \frac{a_0 + \overline{b}_0 \chi^2}{1 - \chi^2 \kappa_0'(\chi)}, \ \left(\frac{\partial z}{\partial \overline{\zeta}}\right)^{\vee}(\overline{\chi}) = \frac{b_0 + \overline{a}_0 \chi^2}{1 - \chi^2 \kappa_0'(\chi)}$$

также не зависящие от свойств материала – *решение дисторсионно определимой задачи*. Статические разрешающие функции и условные напряжения находятся из определяющих соотношений (не обязательно закона упругости). Входящие в полученные выражения постоянные определяются напряжениями на бесконечности:

$$a_{0} = \frac{\Sigma_{1}^{\circ\infty}}{2\sigma^{*}} = \frac{\sigma_{11}^{\circ\infty} + \sigma_{22}^{\circ\infty}}{2\sigma^{*}}, \ \overline{b}_{0} = \frac{\Sigma_{2}^{\circ\infty}}{2\alpha} = \frac{\sigma_{11}^{\circ\infty} - \sigma_{22}^{\circ\infty} + i2\sigma_{12}^{\circ\infty}}{2\alpha}$$

5. Сопряжение областей с разными материалами Прямая и обратная обобщенные теоремы Эшелби

Метод расчленения был распространен и на случай сопряжения областей с разными материалами. Здесь условия статико- дисторсионного сопряжения (V)-(VI) приводит к связи значений разрешающих функций в области $S^{\circ-}$ (включение) и $S^{\circ+}$ (матрица):

$$\frac{\left|\frac{\left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{1}^{\vee+}(\chi,\overline{\chi})}{\left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{2}^{\vee+}(\chi,\overline{\chi})}\right|}{\left(\frac{\partial z}{\partial \zeta}^{-1}\right)^{\vee+}(\chi,\overline{\chi})}\right| = \frac{1}{1-\chi^{2}\kappa_{0}^{\prime}(\chi)} \left(\left|\frac{\left\{F^{-1} \cdot J\Sigma\right\}_{1}^{\vee-}\left(\overline{\chi}^{-1},\chi^{-1}\right)\right\}}{\left(\frac{\partial z}{\partial \zeta}^{-1}\right)^{\vee-}\left(\overline{\chi}^{-1},\chi^{-1}\right)}\right| - \frac{1}{\left(\frac{\partial z}{\partial \zeta}^{-1}\right)^{\vee-}\left(\overline{\chi}^{-1},\chi^{-1}\right)}{\left(\frac{\partial z}{\partial \zeta}^{-1}\right)^{\vee-}\left(\overline{\chi}^{-1},\chi^{-1}\right)}\right|$$

$$= -\overline{\kappa}_{0}^{\prime}(\chi^{-1}) \left\| \frac{\left\{ F^{-1} \cdot J\Sigma \right\}_{2}^{\vee}(\overline{\chi}^{-1},\chi^{-1})}{\left\{ F^{-1} \cdot J\Sigma \right\}_{1}^{\vee}(\overline{\chi}^{-1},\chi^{-1})} \\ \frac{\left(\partial z / \partial \overline{\zeta} \right)^{\vee}(\overline{\chi}^{-1},\chi^{-1})}{\left(\partial z / \partial \zeta - 1 \right)^{\vee}(\overline{\chi}^{-1},\chi^{-1})} \right\| \right\|$$

в инверсионно сопряженных точках χ и $\overline{\chi}^{-1}$ (рис.2). На эти соотношения следует смотреть, как на <u>дисторсионно-статическое продолжение разрешающих функций</u> через линию сопряжения Γ° . Проделанное продолжение не связывалось с аналитичностью разрешающих функций.



Рис.2.

Пусть заданные во включении (области $S^{\circ-}$) выражения для разрешающих функций на физической плоскости при $\zeta \rightarrow \infty$ удовлетворяют условиям:

$$\begin{cases} F^{-1} \cdot J\Sigma \rangle_{1}^{-1}(\zeta, \overline{\zeta}) = O(|\zeta|^{p_{1}}), & \{F^{-1} \cdot J\Sigma \rangle_{2}^{-1}(\zeta, \overline{\zeta}) = O(|\zeta|^{p_{2}}), \\ \left(\frac{\partial z}{\partial \zeta} - 1\right)^{-1}(\zeta, \overline{\zeta}) = O(|\zeta|^{p_{3}}), & \left(\frac{\partial z}{\partial \overline{\zeta}}\right)^{-1} = O(|\zeta|^{p_{4}}) \\ & (p_{i} > 0). \end{cases}$$

Из требования конечности напряжений, деформаций и поворота в матрице (области $S^{\circ+}$) следует [7-9], что здесь показатель степени должны быть неположительным. Отсюда и находится искомое неравенство:

$$p \le n-1$$
 $(p = \max\{p_1, p_2, p_3, p_4\})$

Здесь в случае строгого неравенства при заданной форме включения (с постоянной n) оно ограничивает скорость возрастания напряжений (постоянная p). Более интересен случай знака равенства:

$$p = n - 1$$

позволяющий рассматривать деформирование тела (плоскости на бесконечности) напряжениями $\sigma_{ij}^{\infty} = const$. Из полученного равенства следуют (для произвольного материала)

Прямая и обратная обобщенные теоремы Эшелби:

во включении эллиптической формы (n = 1) реализуется однородное напряженнодеформированное состояние (p = 0) и, обратно, однородное напряженно-деформированное состояние включения определяет его эллиптическую форму.

Проделанные преобразования проведены для любого материала, не обязательно упругого.

Получены [7-9] точные решения (при произвольном материале) для трех наиболее интересных в физической мезомеханике случаев:

- 1. равномерно нагруженное включение (зародыш новой фазы в матрице);
- 2. включение, нагруженное сосредоточенной силой (способствующее преодолению энергетического барьера при возникновении новой фазы);
- 3. включение, содержащее краевую дислокацию.

Сформулирована также статико-дисторсионная аналогия, по которой статическим величинам и соотношениям отвечают соответствующие дисторсионные.

В целом же в работах автора и его учеников [1-9]:

– Введены статические и дисторсионные разрешающие функции, для которых получена предельно простая, без потери общности, разрешающая система уравнений, дающая возможность получать точные решения двумерных краевых задач. При этом подходе перемещения, поворот и напряжения являются, как бы, «вторичными» величинами, определяемыми после решения основной задачи.

– Введены формулируемые в терминах разрешающих функций новые типы граничных условий и условий сопряжения (дисторсионные, жесткого края, деформационные, термодинамические), более удобные, чем традиционные, и решающие специфические задачи. Так, в физике твердого тела дисторсионные условия сопряжения успешно заменяют условия на границе с проскальзыванием. Деформационные же условия сопряжения, не реагирующие на жесткие смещения и повороты, удобны при рассмотрении разориентированных кристаллитов.

 Изложенное в последнем разделе полезно при рассмотрении зародыша новой фазы в материнском кристалле (бесконечном и конечном), а также при двойниковании и мартенситных превращениях.

 Выявлены случаи получения точных решений задач для произвольного (не обязательно упругого) материала; либо частей решения (статически определимые и дисторсионно определимые задачи).

– Предложенный ранее автором (1951) в линейной плоской задаче метод расчленения граничных условий (простой и более общий, чем метод интегралов типа Коши – применимый и в случаях отсутствия функций Гурса-Колосова) распространен на нелинейные двумерные краевые задачи (антиплоская деформация. осесимметричная деформация тел вращения), анизотропные материалы и случаи сопряжения областей.

– В линейной теории упругости известна статико-геометрическая аналогия. В нелинейной же механике твердого деформируемого тела прослеживается статико- дисторсионная аналогия, проявляющаяся в однотипности выражений для статических и дисторсионных разрешающих функциях и отвечающих им соотношениях.

– Проделанное позволило получить точные решения актуальных двумерных нелинейных задач (в том числе краевых) теории упругости и физики твердого тела. Полученные результаты существенно (численно и даже качественно) отличаются от своих линейных аналогов.

– Из соотношений разрешающей системы (I)-(VI) только первое является нелинейным относительно искомых разрешающих функций. Так что задачи, разрешимые для любого материала (без привлечения уравнений состояния), являются (по существу) линейными. Таковыми же являются и задачи, при решении которых используется редуцированный стандартный материал. В этом смысле задачи, в которых используются статически определяемые, либо дисторсионно определяемые решения, уместно называть полулинейными

Особенностями использованного подхода являлись:

- отказ от использования уравнений совместности;
- отказ от использования смещений (отыскиваются комплексные координаты материальной точки после деформации);
- введение новых граничных условий и условий сопряжения;
- введение новых типов (нелинейных) уравнений упругости;
- последовательное развитие и использование комплексного метода;
- созданный аппарат позволяет рассмотреть актуальные проблемы физической мезомеханики (двойникование, фазовые переходы);

– просматриваются пути распространения полученного на неупругие материалы.

6. Некоторые конкретные результаты

Помимо рассмотренной здесь плоской задачи получены новые результаты по созданным простым версиям общей теории, антиплоской деформации, осесимметричной деформации тел вращения, комплексным инвариантным интегралам (*J* - интегралам), оболочкам и тонким слоям (антиоболочкам). Упомянем некоторые, наиболее интересные результаты:

в нелинейной теории трещин:

– Линейная теория обоснованно применима в задачах, где определяющим параметром является один (единственный) коэффициент интенсивности напряжений.

– Учет нелинейности вносит существенную поправку (около 30%) в известный критерий хрупкого разрушения Кейли-Тайсона-Котрелла, определяющий, будет ли разрушение хрупким или вязким.

– Выявлено отсутствие излома траектории распространения трещины смешанного типа.

– Выявлено фактическое совпадение критериев разрушения Ирвина и нормального отрыва (Эрдогана-Си).

– Именно применительно к теории трещин, впервые выявлена непригодность истинных напряжений в сингулярных проблемах.

– Выявлено качественное различие результата действия на берег трещины "мертвой" (не меняющей направления при деформации) и следящей (например, нормального давления) нагрузок.

– Применительно к нелинейному подходу уточнен дискретный критерий разрушения Новожилова.

– Выявлено отсутствие осциляции деформаций и напряжений в конце трещины между полуплоскостями с разными упругими свойствами.

– Рассмотрена нелинейная комплексная теории инвариантных интегралов (в том числе, и применительно к угловым вырезам и включениям). Полученные инвариантные интегралы позволили избежать использования теории скачков Адамара при построении термодинамического условия сопряжения. Полученный здесь химический потенциал структурно отличается от использованных ранее.

– В нелинейной постановке модифицированным методом граничных элементов рассмотрены трещины в конечных областях. Использован также модифрцированный применительно к рассматриваемым нелинейным проблемам метод конечных элементов.

в теории дислокаций и дисклинаций и физической мезомеханике:

 – Рассмотрены нелинейные краевые и винтовая дислокации, а также клиновая дисклинация в кристаллах.

При рассмотрении взаимодействия прямолинейных дислокаций с границей области, с концом трещины и между собой полученные точные решения соответствующих задач показали существенные, порой качественные их отличия от линейных аналогов. Так, например, было выяснено, что параллельные прямолинейные дислокации одного знака (вопреки известным из линейной теории классическим результатам) везде отталкиваются. В отличие от линейного подхода, нелинейный обнаруживает (положительную) дилатацию дислокаций (дислокационное разрыхление материала).

 Из закона для малосжимаемого материала получен гибридный закон, удовлетворяющий макрозакону сжимаемости материала и микрозакону взаимодействия частиц.
 Он может быть полезным и при рассмотрении ядра дислокации.

– В нелинейной постановке рассмотрен вопрос о межкристаллитных и межфазных большеугловых границах. Рассмотрен круг вопросов, связанных с равновесием зародыша (произвольной формы и материала) с (бесконечной и конечной) материнской матрицей (также произвольного материала). Установлена для двумерных проблем связь между этой задачей и обобщенными (прямой и обратной) теоремами Эшелби.

в проблеме сосредоточенных сил и моментов:

 Выявлена непригодность истинных напряжений, вследствие их независимости от величины сосредоточенных воздействий и завышенной сингулярности.

– Решены единообразным путем обобщенные задачи Фламана (для

 – сосредоточенных сил и моментов, приложенных к границам областей общего вида), Рассмотрена краевая дислокация на границе кристалла (кристаллита) – т.н. ступенька.

– Рассмотрены сосредоточенные силы и моменты в полуплоскости.

Созданный аппарат может быть полезен при построении (нелинейных, анизотропных) механики деформируемого твердого тела и физики твердого тела. Уже полученные результаты свидетельствуют о своевременности и реальности решения этой «сверхзадачи».

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов: поддержки ведущих научных школ РФ (НШ- 2180-2003.1, РФФИ (02-01-01258), мин-ва. науки и образования (ЕО 2-4.0-75).

Список литературы

- 1. Черных К.Ф. Нелинейная теория упругости в машиностроительных расчетах. Л.: Машиностроение, 1986
- 2. Черных К.Ф. Введение в анизотропную упругость. М.: Наука, 1988.
- Черных К.Ф. Введение в физически и геометрически нелинейную теорию трещин. М.: Наука, 1996.
- Chernykh K.F. Nonlinear Theory of Anisotropic Elasticity. USA, N.Y.: Begell Publishing House, 1998.
- 5. Черных К.Ф. Нелинейная сингулярная упругость. Часть 1. Теория. СПб, НИИХ СПбГУ, 1999, 276 с.

- 6. Черных К.Ф. Нелинейная сингулярная упругость. Часть 2. Приложения. СПб, НИИХ СПбГУ, 1999, 195 с.
- 7. Черных К.Ф. Комплексная нелинейная теория упругости // Успехи механики, Т. 1, №4, 2002, С. 121-161.
- 8. Черных К.Ф. На подступах к нелинейной физической мезомеханике.// Физическая мезомеханика, т.5, №2, 2002, С.5-15
- 9. Черных К.Ф. Нелинейная упругость (теория и приложения). СПб, изд. СПбГУ (в печати)

УДК 519.248

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТОЧНОСТИ ЭМПИРИЧЕСКИХ И ЧИСЛЕННЫХ МЕТОДОВ РАСЧЁТА ПРОГИБОВ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ БАЛОК

Грибняк В. Т., Каклаускас Г. Г.

Вильнюсский Технический Университет им. Гедиминаса, Вильнюс, Литва, bridge@st.vtu.lt

Аннотация. В статье статистически оценивается точность различных методов расчёта прогибов железобетонных балок. В частности, рассмотрены эмпирические методы, используемые в американских (ACI), европейских (ЕС2) и российских (СНиП) нормативных документах, а также специализированный компьютерный пакет ATENA, использующий метод конечных элементов для численного моделирования железобетонных элементов, и итерационная процедура расчёта прогибов железобетонных элементов, предложенная вторым автором (Flexural).

Ключевые слова: Железобетонные балки, методы расчёта, статистический анализ

1. Введение

Инженеры для расчёта железобетонных конструкций могут использовать как традиционные методы, используемые в нормативных документах, так и методы численного моделирования и расчёта. Несмотря на то, что нормативные методы обеспечивают некоторую надёжность, они в малой мере отражают реальную физическую сущность напряжённо-деформированного состояния рассчитываемой конструкции, особенно в стадии образования трещин. Численные методы, получившие широкое развитие в последние десятилетия, опираются на универсальные методы расчёта и позволяют учитывать особенности нелинейного поведения материалов и конструкций в целом. Однако, выбирая тот или другой метод, инженер должен обладать уверенностью в точности выбранного метода.

В данной статье представлены результаты статистического анализа соответствия экспериментальным данным прогибов железобетонных балок, рассчитанных с использованием различных методов. Анализируются результаты расчёта с использованием американских (ACI), европейских (ЕС2) и российских (СНиП) нормативных методов, а также специализированного компьютерного пакета ATENA, использующего метод конечных элементов (КЭ) для численного моделирования железобетонных элементов, и

итерационной процедуры расчёта прогибов железобетонных элементов (Flexural), предложенной вторым автором.

2. Теоретические методы расчёта прогибов железобетонных балок

Американский нормативный метод (ACI) [1]. Кривизна железобетонного элемента определяется, согласно классической формуле:

$$\kappa = \frac{M}{E_c I}.$$
(1)

Здесь произведение $E_c I$ является изгибной жёсткостью элемента. Значение модуля упругости бетона E_c в процессе расчёта не изменяется, в отличие от момента инерции сечения I, величина которого изменяется в зависимости от уровня нагрузки. Для элемента, работающего в упругой стадии (до возникновения трещин), момент инерции сечения I_g вычисляется без учета влияния арматуры. При увеличении нагрузки до предела текучести арматуры момент инерции I_{cr} вычисляется, как для сечения с трещиной. Для нахождения момента инерции сечения для интервала нагрузки от возникновения трещин в бетоне и до достижения арматурой предела текучести используется следующая эмпирическая зависимость [2]:

$$I_e = \left(\frac{M_{cr}}{M}\right)^3 I_g + \left[1 - \left(\frac{M_{cr}}{M}\right)^3\right] I_{cr}.$$
 (2)

В этой формуле M – внешний момент; $M_{cr} = f_r I_g / y_t$ – момент образования трещины; $f_r = 0,643 (f_c)^{\frac{1}{2}} [M\Pi a]$ – модуль разрушения; y_t – расстояние от центра тяжести сечения до наиболее растянутого слоя; f_c' – цилиндрическая прочность бетона на сжатие.

Прогиб балки в центре расчётного пролёта l_0 может быть вычислен по формуле:

$$f = s\kappa l_o^2. \tag{3}$$

Здесь s – коэффициент, зависящий от схемы расположения нагрузки и характеристик опор; κ – кривизна элемента в расчётном сечении.

Европейский нормативный метод (ЕС2) [3]. В модели ЕС2 работа железобетонного элемента разделяется на два этапа: на I этапе элемент работает без трещин, на II этапе – с полностью сформировавшимися трещинами. На I этапе бетон и арматура работают совместно упруго. На II этапе арматура полностью перенимает растягивающие напряжения в сечении с трещиной. Общая кривизна в расчётном сечении, согласно ЕС2, вычисляется по формуле:

$$\kappa = (1 - \xi)\kappa_1 + \xi\kappa_2 \,. \tag{4}$$

Здесь κ_1 и κ_2 – соответственно, кривизна в расчётном сечении на I и II этапах работы элемента. Коэффициент перераспределения ξ показывает, насколько близко напряжённо-деформированное состояние элемента к моменту возникновения трещин. Он равен 0, если трещины ещё не возникли, и приближается к 1 в процессе развития трещин. Этот коэффициент может быть определён из следующего соотношения:

$$\xi = \beta_1 \beta_2 (\sigma_{sr} / \sigma_s)^2. \tag{5}$$

В этом выражении коэффициент β_1 учитывает особенности сцепления арматуры с бетоном, он принимается 1,0 – для рифлёной арматуры, 0,5 – для гладкой арматуры. Коэффициент β_2 оценивает особенности нагрузки; он принимается 1,0 – для кратковре-

менных нагрузок, 0,5 - для долговременных, либо циклических нагрузок. Напряжения в растянутой арматуре σ_{sr} и σ_s вычисляются в сечении с трещиной, соответственно при её возникновении и при расчётной нагрузке.

Российский нормативный метод (СНиП) [4]. Кривизна железобетонного элемента с трещинами без предварительного напряжения выражается через относительные деформации в наиболее напряжённых слоях сечения:

$$\kappa = \frac{\varepsilon_{sm} + \varepsilon_{cm}}{h_0} = \frac{M}{zh_0} \left[\frac{\psi_s}{E_s A_s} + \frac{\psi_c}{\left(\xi + \varphi_f\right) \nu E_c b h_0} \right],\tag{6}$$

Здесь ε_{sm} и ε_{cm} – относительные деформации в растянутой арматуре и в наиболее сжатом слое бетона соответственно, а h_0 – эффективная высота сечения. M – внешний момент; z – расстояние между результирующими силами сжатой и растянутой частей сечения; ψ_s – соотношение между относительной деформацией арматуры ε_{sm} и деформацией арматуры в трещине ε_s ; ψ_c – аналогичное соотношение для сжатого бетона; A_s – площадь сечения растянутой арматуры; E_s и E_c – соответственно модули упругости стали и бетона; ξ – относительная высота сжатой зоны; v – множитель, учитывающий пластические деформации в сжатом бетоне; φ_f – множитель, учитывающий влияние арматуры и полок в сжатой зоне Т-образного сечения.

Компьютерный пакет ATENA [5]. Специализированный компьютерный пакет ATENA был создан для моделирования и нелинейного анализа железобетонных элементов при помощи МКЭ, при этом могут учитываться следующие эффекты:

- нелинейное поведение материала при сжатии и растяжении с учётом ниспадающей ветви диаграммы напряжение-деформация;
- разрушение при растяжении на основе принципов механики разрушения;
- особенности двумерного напряженно-деформированного состояния;
- изменение прочностных характеристик при сжатии и сдвиге, вызванное образованием трещин, и различные модели их развития;
- особенности совместной работы бетона и арматуры между трещинами.

Процедура расчёта прогибов железобетонных элементов (Flexural) [6]. В основе процедуры расчёта лежит метод последовательных итераций. Расчётное сечение по высоте разделяется на слои, в каждом устанавливается действительное напряжённодеформированное состояние. Для моделирования поведения растянутого бетона, в зависимости от количества растягиваемой арматуры ρ , используется предложенная вторым автором зависимость напряжение-деформация [6]:

$$\begin{cases} \beta = 32.8 - 27.6\rho + 7.12\rho^2, \quad \rho < 2\% \\ \beta = 5, \qquad \rho \ge 2\% \end{cases}$$
(7)

Здесь β – отношение между относительными деформациями, соответствующими полному раскрытию трещины и моменту её возникновения.

Использованная при создании процедуры методика при расчёте прогибов железобетонных балок позволяет учитывать ниспадающие ветви диаграмм напряжениедеформация как для сжимаемого, так и для растягиваемого бетона. Кроме того, в предложенной зависимости напряжение-деформация для растянутого бетона учитывается эффект от совместной работы бетона и арматуры между трещинами.

Прогибы балок рассчитываются с использованием интеграла Мора.

3. Экспериментальные данные, используемые для сравнительного статистического анализа

Экспериментальные образцы могут быть охарактеризованы как средне и мало армированные балки. Только пять балок из 49, использованных при анализе, обладают относительным армированием ρ свыше 1% (но не более 1,3%), а 22 балки – менее 0,7%. В данной работе значение относительного армирования 0,7% принято как предельное для мало армированных балок.

Все балки были шарнирно опёрты по концам и загружены двумя равными концентрированными силами, находящимися на расстоянии l_0 3 от опор, l_0 – расчётный пролет. Эксперименты были выполнены несколькими авторами [7, 8, 9], характеристики испытанных балок представлены в Таблица 1.

Таблица 1. Основные параметры балок использованных при анализе

| Автор | Количество | Пролёт, м | Высота, мм | Ширина, мм | ρ, % | <i>R_b</i> , MPa |
|-------------------------|------------|-----------|------------|------------|-----------|----------------------------|
| Фигаровский [9] | 30 | 3,0 | 248-254 | 179-181 | 0,20-1,26 | 10,5-36,0 |
| Артемьев [7] | 15 | 3,0 | 250-264 | 176-187 | 0,80-0,91 | 18,8-53,4 |
| Гуща [<mark>8</mark>] | 4 | 3,6 | 306-312 | 133-162 | 0,28-0,97 | 30,0-40,8 |

Значения прогибов, полученные экспериментально, сравнивались с величинами, рассчитанными с использованием указанных выше методик. Прогибы, по возможности, измерялись при пяти уровнях нагрузки F (было проведено 237 экспериментальных измерений), составляющих 40, 55, 60, 70 и 80% от теоретически рассчитанной несущей способности балки F_{ult} , и представленных в статье как относительная нагрузка:

$$F = F/F_{ult} . (8)$$

4. Статистический анализ соответствия теоретически полученных значений прогибов экспериментальным данным

В этой части статьи статистически оценивается соответствие результатов расчёта с использованием анализируемых методов, экспериментально полученным прогибам железобетонных балок в среднем сечении. Точность расчёта оценивается с точки зрения относительной погрешности вычислений:

$$\Delta = f_{cal} / f_{obs} . \tag{9}$$

Здесь f_{obs} и f_{cal} – соответственно, экспериментально и теоретически полученные значения прогибов.

Статистический анализ состоял из следующих этапов [10, 11]:

Проверка на наличие выбросов. Аномальные результаты наблюдений, называемые *выбросами*, могут оказать значительное влияние на результаты статистического анализа, заметно их исказив. По возможности, такие наблюдения должны быть исключены из анализа, иначе могут быть сделаны неточные либо ошибочные выводы. На основе методики [12], в представляемом анализе как выбросы были исключены три экспериментальные наблюдения.

Проверка результатов расчёта на однородность. Результаты статистического анализа, обладающие большой дисперсией, должны быть внимательно рассмотрены. Причиной возникновения неприемлемо большого значения дисперсии может служить

то, что наблюдения распадаются на отдельные множества, группирующиеся около различных центров [12], поэтому необходима дополнительная проверка на однородность наблюдений.

| Относительное армирование <i>р</i> ≤0,70% | | | | | | | | | | | | | |
|---|-----------------------|--------------|---------------------------|-------------------|---------------|----------------|-----------------------|----------------|---------------------|--------------|--|--|--|
| Интервал | 0,3≤ <i>Ê</i> | <0,4 | 0,4≤ <i>Ê</i> | ⁱ <0,5 | 0,5≤ <i>Ê</i> | | 0,6≤ <i>Ê</i> | <0,7 | 0,7≤ <i>F</i> ̃<0,9 | | | | |
| Число из- мерений | 19 | | 30 | | 21 | | 16 | | 17 | | | | |
| Оценки | m_{Δ} | S_{Δ} | m_{Δ} s_{Δ} | | m_{Δ} | S_{Δ} | m_{Δ} | S_{Δ} | m_{Δ} | S_{Δ} | | | |
| ACI | 1,290 0,269 | | 1,124 0,307 | | 0,995 0,239 | | 0,949 | 0,159 | 0,868 | 0,105 | | | |
| EC2 | 1,458 0,261 | | 1,452 0,333 | | 1,165 0,202 | | 1,076 | 0,163 | 0,989 0,148 | | | | |
| СНиП | 1,115 0,272 | | 1,037 0,220 | | 0,980 0,180 | | 0,929 | 0,116 | 0,892 0,082 | | | | |
| ATENA | 1,540 0,362 | | 1,415 0,267 | | 1,194 | 1,194 0,185 | | 1,086 0,121 | | 0,090 | | | |
| Flexural | 1,048 | 0,192 | 0,943 | 0,182 | 0,942 | 0,164 | 0,916 | 0,130 | 0,911 | 0,074 | | | |
| | | Отно | сителы | юе арм | ирован | ие <i>p</i> >(|),70% | | | | | | |
| Интервал | 0,3 ≤ <i>Î</i> | <0,4 | 0,4 ≤ <i>Î</i> | <0,5 | | <0,7 | 0 ,7≤ <i>Î</i> | <0,8 | 0,8≤ <i>F</i> <0,9 | | | | |
| Число из- мерений | 21 | | 24 | - | 41 | - | 17 | - | 14 | | | | |
| Оценки | m_{Δ} | S_{Δ} | m_{Δ} | S_{Δ} | m_{Δ} | S_{Δ} | m_{Δ} | S_{Δ} | m_{Δ} | S_{Δ} | | | |
| ACI | 1,224 | 0,271 | 1,073 | 0,134 | 0,966 | 0,055 | 0,903 | 0,040 | 0,869 | 0,057 | | | |
| EC2 | 1,116 | 0,239 | 0,984 | 0,128 | 0,900 | 0,060 | 0,851 | 0,041 | 0,822 | 0,058 | | | |
| СНиП | 0,971 | 0,175 | 1,008 | 0,124 | 1,005 | 0,084 | 0,851 | 0,041 | 0,822 | 0,058 | | | |
| ATENA | 1,076 | 0,212 | 1,027 | 0,122 | 0,990 | 0,078 | 0,992 | 0,061 | 0,992 | 0,098 | | | |
| Flexural | 0,950 | 0,179 | 0,976 | 0,124 | 0,960 | 0,082 | 0,954 | 0.055 | 0.938 | 0,076 | | | |

Таблица 2. Точечные оценки математического ожидания μ_{Δ} и стандартного отклонения σ_{Δ}

Первоначально статистический анализ был проведён на всём множестве наблюдений (общее количество, без выбросов, N=234 измерения). Для всех, без исключения, методов расчёта была установлена чрезвычайно большая дисперсия. Поэтому все измерения были разделены на два больших множества по величине относительного армирования экспериментальной балки, а затем, внутри этих множеств объединены в 6 групп, в зависимости от величины относительной нагрузки (8):

14 экспериментальных измерений, проводившихся при относительной нагрузке, выходящей за границы интервала [0,3; 0,9], были исключены из дальнейшего анализа.

Если для измерений, расположенных в соседних интервалах по \tilde{F} , с уровнем значимости $\alpha = 0,10$, стандартное отклонение σ_{Δ} и математическое ожидание μ_{Δ} могли быть приняты одинаковыми, то эти интервалы объединялись. Статистические оценки для полученных после объединения интервалов представлены в Таблица 2.

Проверка нормальности вероятностного распределения относительной погрешности *Д*. Используя статистические процедуры, для каждого из указанных выше методов расчёта была выполнена проверка нормальности вероятностного распределения относительной погрешности. Подробности данной проверки в данной статье не представлены. В результате проверки можно заключить, что, фактически, для всех методов расчёта прогибов вероятностное распределение относительной погрешности Δ (9) подчиняется закону нормального распределения.

Статистический анализ дисперсии и математического ожидания. Минимальность значения дисперсии σ_{Δ}^2 при сравнении различных методов расчёта прогибов расценивается как критерий *точности метода* [12]. Парный сравнительный анализ дисперсий был выполнен для всех методов расчёта в отдельных группах, в зависимости от величины относительного армирования ρ и относительной нагрузки \tilde{F} (см. Табл. 3).

Таблица 3. Результаты парного сравнительного анализа дисперсий σ_{Δ^2} (при уровне значимости $\alpha = 0,10$)

| | Относительное армирование <i>ρ</i> ≤0,70% | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
|---|---|---|-----|---|-----|---|----------------|------|---|-----|----|-----|-----|---|----------|---|----------|-----|----|-----|---|---|-----|---|-----|
| | | | AC | I | | | ЕС2 СНиП АТЕNА | | | | | | | | Flexural | | | | | | | | | | |
| Интервал | 1 | 2 | 3 | 4 | 5-6 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5-6 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5-6 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5-6 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5-6 |
| ACI | | | | | | : | : | = | : | < | : | > | = | : | = | : | : | = | : | = | > | > | > | : | > |
| EC2 | : | : | = | : | > | | | | | | : | > | = | > | > | < | : | = | : | > | : | > | = | : | > |
| СНиП | : | < | = | : | = | : | < | = | < | < | | | | | | : | : | = | : | = | > | : | = | : | = |
| ATENA | : | : | = | : | = | > | : | = | : | < | : | : | = | : | = | | | | | | > | > | = | : | = |
| Flexural | < | < | < | : | < | : | < | = | : | < | < | : | = | : | = | < | < | = | : | = | | | | | |
| San an a | | | | | | | 0 | гнос | н | елы | но | e a | рми | ъ | ован | И | $e \rho$ | >0, | 70 | % | | | | | |
| Интервал | 1 | 2 | 3-4 | 5 | 6 | 1 | 2 | 3-4 | 5 | 6 | 1 | 2 | 3-4 | 5 | 6 | 1 | 2 | 3-4 | 5 | 6 | 1 | 2 | 3-4 | 5 | 6 |
| ACI | | | | | | : | : | = | : | = | > | : | < | : | = | : | : | < | < | < | > | : | < | : | = |
| EC2 | : | : | = | : | = | | | | | | > | : | < | : | = | : | : | < | < | < | : | : | < | : | = |
| СНиП | < | : | > | : | = | < | : | > | : | = | | | | | | : | : | = | : | < | : | : | = | : | = |
| ATENA | : | : | > | > | > | : | : | > | > | > | : | : | = | : | > | | | | | | : | : | = | : | = |
| Flexural | < | : | > | : | = | : | : | > | : | = | : | : | = | : | = | : | : | = | : | = | | | | | |

Математическое ожидание может рассматриваться как показатель *точности результата* [12]. В нашем случае математическое ожидание должно быть равно единице. Как статистическая гипотеза (H_0 : $\mu_{\Delta}=1$, при альтернативе H_1 : $\mu_{\Delta}\neq 1$), при уровне значимости $\alpha=0,10$, это утверждение было проверено для всех методов расчёта в отдельных группах в зависимости от величины относительного армирования ρ и относительной нагрузки \tilde{F} (см. Таблица 4).

Таблица 4. Результаты статистической проверки гипотезы H_0 : $\mu_{\Delta}=1$, при H_1 : $\mu_{\Delta}\neq 1$

| Относительное армирование | $ ho \leq$ | 0,709 | % | | | ρ <i>>0</i> ,70% | | | | | | | |
|------------------------------|------------|-------|---------|-------|-------|---------------------|---------|-------|-------|-------|--|--|--|
| Интервалы | 1 | 2 | 3 | 4 | 5-6 | 1 | 2 | 3-4 | 5 | 6 | | | |
| ACI | H_1 | H_1 | $ H_0 $ | H_0 | H_1 | H_1 | $ H_1 $ | H_1 | H_1 | H_1 | | | |
| EC2 | H_1 | H_1 | H_1 | H_1 | H_0 | H_1 | $ H_0 $ | H_1 | H_1 | H_1 | | | |
| СНиП | H_1 | H_0 | H_0 | H_1 | H_1 | H_0 | H_0 | H_0 | H_0 | H_0 | | | |
| ATENA | H_1 | H_1 | H_1 | H_1 | H_0 | H_0 | H_0 | H_0 | H_0 | H_0 | | | |
| Flexural | H_0 | H_0 | H_0 | H_1 | H_1 | H_0 | H_0 | H_1 | H_1 | H_1 | | | |
Более важной характеристикой при сравнительном статистическом анализе точности расчёта прогибов железобетонных балок является величина дисперсии σ_{4}^{2} , так как введением поправочных коэффициентов сравнительно легко можно отрегулировать величину математического ожидания μ_{4} .

Графически доверительные интервалы для стандартного отклонения σ_{Δ} и математического ожидания μ_{Δ} (см. Таблица 5) могут быть использованы, как удобный инструмент для оценки особенностей изменения величины относительной погрешности Δ (9) в зависимости от различных факторов. В нашем случае доверительные интервалы составлены отдельно, в зависимости от относительного количества арматуры ρ и относительной нагрузки \tilde{F} (8).

Таблица 5. Доверительные интервалы для стандартного отклонения σ_{Δ} и математического ожидания μ_{Δ} (доверительная вероятность $\gamma = 0,90$).

| Относительное армирование | | | | | |
|---|--|--|---|--|--|
| ρ≤ 0,70% | | | ρ>0,70% | | |
| $\begin{array}{c} 0,4 \\ 0,2 \\ 0 \\ \sigma_{A} \end{array} \begin{array}{c} 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7$ | $\begin{array}{c} 1,6 \\ 1,4 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,0 \\ 0,8 \\ 1 \\ 1 \\ 2 \\ 1 \\ 2 \\ 1 \\ 2 \\ 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \\ \end{array}$ | | $\begin{array}{c} 0,4 \\ 0,2 \\ 0,2 \\ 0 \\ \sigma_{4} 1 2 3 4 5 6 \end{array}$ | $\begin{array}{c} 1,6 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,2 \\ 1,0 \\ 1,2 \\$ | |
| $\begin{array}{c} 0,4 \\ 0,2 \\ 0,2 \\ 0 \\ \sigma_{A} \end{array} \begin{array}{c} 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \end{array} \begin{array}{c} \text{EC2} \\ 0 \\ 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \end{array}$ | $\begin{array}{c} 1,6 \\ 1,4 \\ 1,2 \\$ | | $\begin{array}{c} 0,4 \\ 0,2 \\ 0,2 \\ 0 \\ \sigma_{4} \\ 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \\ 6 \\ 6 \\ 6 \\ 6 \\ 6 \\ 6 \\ 6 \\ 6$ | $\begin{array}{c} 1,6 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,2 \\ 1,3 \\ 1,2 \\ 1,3 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,4 \\$ | |
| $\begin{array}{c} 0,4 \\ 0,2 \\ 0 \\ \sigma_{\mathbf{A}} \end{array} \begin{array}{c} 1 \\ 2 $ | $ \begin{array}{c} 1,6 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,2 \\ 1,0 \\ 0,8 \\ 1,2 \\ 1,0 \\ 1,2 \\ 1,0 \\ 1,2 $ | | $\begin{array}{c} 0,4\\ 0,2\\ 0\\ \sigma_{4} 1 2 3 4 5 6 \end{array}$ | $\begin{array}{c} 1,6 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,3 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,3 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,4 \\$ | |
| $\begin{array}{c} 0,4 \\ 0,2 \\ 0 \\ \sigma_{A} \end{array} \begin{array}{c} 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \\ 7 \\ 4 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7$ | $\begin{array}{c} 1,6 \\ 1,4 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,0 \\ 0,8 \\ \mu_{\Delta} 1 2 3 4 5 6 \end{array}$ | | $\begin{array}{c} 0,4 \\ 0,2 \\ 0,2 \\ 0 \\ \sigma_{4} 1 2 3 4 5 6 \end{array}$ | $\begin{array}{c} 1,6 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,2 \\ 1,3 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,2 \\ 1,3 \\ 1,2 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,4 \\$ | |
| $\begin{array}{c} 0,4 \\ 0,2 \\ 0 \\ \sigma_{\Delta} 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \\ 7 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \\ 7 \\ 5 \\ 6 \\ 7 \\ 5 \\ 7 \\ 5 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7 \\ 7$ | $\begin{array}{c} 1,6 \\ 1,4 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,0 \\ 0,8 \\ 1 \\ 1 \\ 1 \\ 2 \\ 1 \\ 1 \\ 2 \\ 1 \\ 2 \\ 1 \\ 2 \\ 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \\ 1 \\ 2 \\ 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \\ 1 \\ 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \\ 1 \\ 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \\ 1 \\ 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \\ 1 \\ 1 \\ 2 \\ 1 \\ 1$ | | $\begin{array}{c} 0,4 \\ 0,2 \\ 0 \\ \sigma_{4} \end{array} \begin{array}{c} 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \end{array} \begin{array}{c} \text{Flexural} \\ 1 \\ 2 \\ 3 \\ 4 \\ 5 \\ 6 \end{array}$ | $\begin{array}{c} 1,6 \\ 1,4 \\ 1,4 \\ 1,2 \\ 1,2 \\ 1,3 \\ 1,4 \\ 1,2 \\$ | |

Параметром, при помощи которого можно одновременно оценить значения квадратичного отклонения s_{Δ} и среднего m_{Δ} , может служить коэффициент вариации:

$$\delta_{\Delta} = s_{\Delta}/m_{\Delta} \tag{11}$$

Уменьшение коэффициента вариации может свидетельствовать либо об уменьшении квадратичного отклонения s_{Δ} , либо об увеличении величины среднего m_{Δ} , что с инженерной точки зрения является позитивным, — так как лучше в результате расчёта получить величину прогиба, несколько превышающую реальное значение прогиба, иначе может возникнуть ситуация не предусмотренная расчётом.



Таблица 6. Изменение коэффициента вариации в зависимости от величины нагрузки

Результаты и выводы

- При расчёте прогибов балок с относительным армированием свыше 0,70% большую точность (с точки зрения стандартного отклонения), по сравнению с мало армированными образцами, показали все без исключения методы. Это может быть объяснено возрастающим влиянием растягиваемого бетона, характеристики которого при растяжении отличаются большой вариацией, в слабо армированных балках.
- Величина стандартного отклонения изменяется с изменением величины нагрузки. Наибольшее стандартное отклонение наблюдается при малых значениях нагрузки, близких к моменту образования трещин. Процесс образования трещин в железобетонных элементах отличается нестабильностью, что и может объяснить увеличение стандартного отклонения.
- В большинстве случаев величина прогибов, рассчитанных при малых значениях на-• грузки, превышает величину прогибов, полученную экспериментально (см. значения среднего m_{Λ} в Таблица 2). Одновременно наблюдается относительно большое значение стандартного отклонения. Исключением могут считаться прогибы нормально армированных балок, рассчитанные при помощи СНиП и КЭ пакета ATENA, величина которых не уменьшается по отношению к экспериментальным данным с увеличением нагрузки. Для американских ACI и европейских EC2 нормативных методов с увеличением нагрузки величина относительной погрешности Д становится значительно меньше единицы. Это может быть объяснено неучтёнными пластическими деформациями в бетоне сжатой зоны: эти особенности напряжённодеформированного состояния не учтены американскими и европейскими нормами расчёта. Несмотря на то, что для мало армированных балок возникновение подобных пластических деформаций не играет значительной роли, (что и заметно по результатам расчёта при помощи КЭ пакета ATENA и норм EC2), прогибы мало армированных балок, рассчитанные при помощи норм ACI, с увеличением нагрузки приобретают величину менее единицы. Фактически, тенденция расчёта при помощи норм ACI (с точки зрения зависимости величины m_{Λ} от нагрузки \tilde{F}) не зависит от степени армирования балок.

- Для нормально армированных балок все методы показали схожую точность (с точки зрения величины дисперсии). Исключением может служить интервал относительной нагрузки 0,5≤ *F* < 0,7, в котором точность нормативных методов ACI и EC2 заметно отличается в лучшую сторону от остальных рассмотренных методов (см. значения квадратичного отклонения *s*^{*A*} в Таблица 2). Фактически, нормативная расчётная нагрузка лежит в указанном интервале, поэтому не удивительно, что именно в этом интервале нормативные методы показывают лучшие результаты.
- Так как поведение растягиваемого бетона значительно влияет на величину прогибов слабо армированных балок, а итерационная процедура расчёта прогибов железобетонных элементов (Flexural) для таких балок обладает наименьшей дисперсией, можно заключить, что использованная для растягиваемого бетона зависимость напряжение-деформация определена хорошо. Значение математического ожидания μ_Δ, несколько меньшее единицы (на 2-6%), вызвано неучтённым при расчётах эффектом поперечного сдвига.
- Для результатов расчёта с использованием российского нормативного метода СНиП свойственна точность при нормальном армировании, и некоторая недооценка прогибов мало армированных элементов при относительной нагрузке 0,6≤ *F* (см. значения среднего *m*_A в Таблица 2).

- 1. ACI Committee 318. Building Code Requirements for Reinforced Concrete and Commentary (ACI 318-89/ACI 318R-89). Detroit: ACI, 1989.
- 2. Branson DE. Deformation of Concrete Structures. New York: McGraw Hill Book Company, 1977.
- 3. ENV 1992-1-1.Eurocode 2 (EC2): Design of Concrete Structures Part 1: General rules and rules for buildings. Brussels, 1992.
- 4. СНиП 2.03.01-84*. Бетонные и железобетонные конструкции. М.: ЦИТП Госстроя СССР, 1989.
- 5. Červenka V., Jendele L., Červenka J. ATENA Program Documentation. Theory. Prague: Cervenka Consulting. 2003.
- 6. Kaklauskas G. Integral constitutive model for deformational analysis of concrete structures. Vilnius: Technika, 2001.
- 7. Артемьев В.П. Исследование прочности, жёсткости и трещиностойкости обычных и предварительно напряжённых железобетонных балок. Диссертация. – М., 1959.
- 8. Гуща Ю.П. Исследование изгибаемых железобетонных элементов при работе стержневой арматуры в упругопластической стадии. Диссертация. М., 1968.
- 9. Фигаровский В.В. Экспериментальное исследование жёсткости и трещиностойкости железобетонных изгибаемых элементов при кратковременном и длительном действии нагрузок. Диссертация. – М., 1962.
- 10. Neter J., Wasserman W., Kutner M.H. Applied linear statistical models: regression, analysis of variance, and experimental design. B.: RDI, 1990.
- 11. Зарубин В.С., Крищенко А.П. Математическая статистика. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001.
- 12. Рабинович С.Г. Погрешности измерений. Л.: Энергия, 1978.

ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ЭНЕРГИЮ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ В КРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА

Пинчук А. И., Шаврей С. Д.

Мозырский государственный педагогический университет, г. Мозырь, Беларусь, <u>apinchook@tut.by</u>

Нами было обнаружено, что магнитопластический эффект (МПЭ) в кристаллах висмута заключается в уменьшении длины клиновидных двойников, заклинившихся у отпечатка индентора на плоскости (111), при одновременном приложении постоянного магнитного поля (МП) и сосредоточенной нагрузки [1]. На основании этого факта был сделан вывод о том, что двойникование частично подавляется приложением постоянного магнитного поля.

В этой связи нами были проведены расчеты объемной упругой энергии, запасенной двойниками, и поверхностной энергии двойниковой границы в зависимости от времени воздействия сосредоточенной нагрузки и МП.

Вокруг двойника в кристалле возникают упругие деформации порядка sh/L, где h – ширина клиновидного двойника у устья, L – его длина, s – множитель, равный 0.694. Размеры области, в которой локализована объемная упругая энергия, принимались равными объему двойника. Удельная поверхностная энергия двойниковой границы оценивалась как произведение модуля сдвига G на параметр решетки a кристалла висмута. Форму двойниковых прослоек, возникающих при точечном нагружении, можно аппроксимировать линзой. Объем двойника V_{tw} будет равен половине объема шарового сегмента. Принимали, что радиус основания сегмента равен L. Площадь границ раздела двойник-матрица S_{tw} находили как половину площади шарового сегмента. С учетом сказанного выше, объемную упругую энергию W и поверхностную энергию двойнико-

вой границы *E* находили по формулам $W = \frac{G(sh)^2}{2L^2} V_{tw}, \quad E = GaS_{tw}.$

Получено, что в пределах экспериментальной погрешности приложение МП не изменяет объемную упругую энергию W клиновидных двойников. W возрастает и испытывает тенденцию к насыщению с увеличением времени выдержки кристалла под индентором. В то же время, поверхностная энергия двойниковой границы E заметно меньше в присутствии МП. По-видимому, приложение МП отключает магниточувствительные (парамагнитные) стопоры. и разблокированная двойниковая граница приобретает термодинамически равновесную длину.

Список литературы

1. А.И. Пинчук, С.Д. Шаврей. ФТТ **43**, *1*, 39, (2001).

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННОЙ ЭМИССИИ ЭЛЕКТРОНОВ С ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА ФНС-5

Нагорных С. Н., Павленков В. И.

Нижегородский государственный педагогический университет * Арзамасский государственный педагогический институт,г. Арзамас, Россия. agpi@nts.ru

Проведено исследование термостимулированной эмиссии (ТСЭ) электронов с поверхности ФНС-5, находившейся в исходном состоянии и после деформации.

Исходное состояние характеризовалось наличием у температурной зависимости эмиссионного тока трёх максимумов при 152, 226, и 315 0 C, для скорости стимулирующего нагрева 10 град/мин. Высоты максимумов, характеризующие поверхностную плотность электронных ловушек (ЭЛ), относились как 1 : 3,20 : 6,25. Расчёт глубины расположения ЭЛ от дна зоны проводимости окисла производился по методике, предложенной в работе [1], и дал значения энергии: 0,30 эВ, 0,37 эВ и 0,67 эВ для каждого максимума соответственно.

Деформация образца осуществлялась на воздухе непосредственно перед измерением эмиссии. Поверхность образца либо шлифовалась стальной щёткой, либо деформировалась путём вдавливания шарика.

В первом случае, при скорости нагрева 10 град/мин., фиксировались два максимума при температурах 245 и 312 ⁰С. Их высоты были меньше, чем у поверхности в исходном состоянии, и соотносились между собой как 1 : 2. Глубина расположения ЭЛ составила 0,34 и 0,68 эВ соответственно, что близко к состоянию исходной поверхности внутри пор и на $\approx 40\%$ наружной поверхности.

Во втором случае, при скорости нагрева 27 град/мин., обнаружено появление максимума в интервале температур 350-330 °С с глубиной расположения ЭЛ 0,38 эВ.

Изучение методами поляризационной микроскопии выявило на поверхности ФНС-5 окислы трёх толщин. Наружная поверхность образцов после деформации имела 10% старой окисной пленки и новую, другой толщины, характеризующуюся положением ЭЛ 0,38 эВ. Энергетический спектр ЭЛ позволяет характеризовать неоднородность окисного слоя наружной и внутренней поверхности ФНС-5.

Список литературы

1. Нагорных С.Н., Куров И.Е., Геренрот М.Е. Определение параметров электронных ловушек в кристаллах с помощью ТСЭЭ //Радиационно-стимулированные явления в твёрдых телах: Сб. науч. тр. Свердловск, 1980. Вып. 2. С. 37.

ИССЛЕДОВАНИЕ В ТЕРМИНАХ СИНТЕЗНОЙ МОДЕЛИ ПОВЕРХНОСТИ НАГРУЖЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ЗНАКОПЕРЕМЕННОМ НАГРУЖЕНИИ

Голиборода И. М., Кузьо И. В.

Национальный университет «Львивська политехника», Львов, Украина, iholybor@polynet.lviv.ua

Одной из наиболее перспективных (с точки зрения механических характеристик, износостойкости, стоимости) групп материалов с памятью формы следует считать материалы на основе железа. Их характерной особенностью является многофакторное взаимовлияние деформационных процессов различной – дефектно–дислокационной, мартенситной, упругой природы. В частности, при циклическом термомеханическом нагружении, наряду с проявлением обратимой мартенситной деформации в цикле, имеет место последовательное накопление необратимой деформации дефектной природы.

Описание и прогнозирование деформационного поведения материалов данного типа при различных режимах циклических термомеханических испытаний и сравнение расчетных данных с экспериментом было реализовано на основе двухуровневой феноменологической (т. н. синтезной) модели [1].

Предметом настоящей работы является исследование в терминах упомянутой модели поверхности нагружения (ПН) поликристаллического материала, в котором могут иметь место МП, ее трансформация в ходе циклических термомеханических испытаний. Учитывается зависимость предела необратимых формоизменений $\sigma_p(T)$ от температурного режима, его аномальное поведение в окрестности температуры начала прямого МП, влияние остаточных (ориентированных, неориентированных) микронапряжений (ОМН).

Так ПН первоначально представляет собой сферу радиуса $\sqrt{2'3}\sigma_p$. При дальнейшем нагружении (растяжении) ПН трансформируется в конус, наложенный на сферическую поверхность радиуса $\sqrt{2'3}\sigma_p$. Тыльная сторона ПН также трансформируется. Расстояние от начала координат до поверхности в направлении, противоположном растяжению, сокращается; в этом месте возникает сегмент меньшей кривизны, нежели кривизна ПН. При снятии нагружения происходит обратная трансформация ПН в сферу, на которой, однако, на месте основания конуса и на противоположной стороне сохраняются выпуклые сферические сегменты (в случае проявления ОМН). При знакопеременном нагружении (сжатии) конус возникает в направлении сжатия. Последовательное накопление микронапряжений при циклических испытаниях «усугубляют» указанную трансформацию ПН (в частности, остаточные изменения при разгрузке). Изменение температуры и реализация обратимого МП приводит к изменению величины σ_p (радиуса сферы ПН),

что может сопровождаться дополнительными необратимыми формоизменениями.

Проведенное исследование ПН позволяет повысить достоверность и обоснованность предложенной модели, точнее описать деформационный процесс.

Список литературы

1. Голиборода И.М. Описание необратимой деформации, упругой деформации и деформации теплового расширения поликристалла в условиях обратимого мартенситного преобразования // Математические методы и физико-механические поля. – 2001. - 44, № 1. - С.114-123.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В СТАЛИ 08X18H10T ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Грачев В.В., Громова А.В., Целлермаер В.Я., Коваленко В.В., Козлов Э.В.¹⁾

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, gromov@physics.sibsiu.ru;

¹⁾ Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск kozlov@mail.tomsknet.ru

К настоящему времени имеется значительное число работ, посвященных изучению дефектной субструктуры, формирующейся при усталостных испытаниях различных материалов. Однако, несмотря на большое количество исследований дислокационной субструктуры при усталости, следует констатировать, что наиболее детально изучены чистые металлы. Очень мало работ, посвященных ГЦК-сталям. Важные для понимания физической природы деформации и разрушения при усталости, количественные измерения параметров дефектной субструктуры выполнены на весьма ограниченном числе материалов, главным образом, на чистых металлах. Кроме того, наиболее широко в литературе представлены сведения по исследованиям дислокационной структуры ГЦК-сплавов, подвергнутых многоцикловой усталости. Таким образом, актуальными являются количественные результаты анализа эволюции дислокационной субструктуры в нержавеющей стали 08X18H10T при малоцикловой усталости.

В данной работе эволюция дислокационной субструктуры стали в процессе малоциклового усталостного испытания исследовалась методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии тонких фольг. Показано, что при усталостных испытаниях, в области материала, примыкающей к поверхности разрушения формируются ячеистая (45 %) и фрагментированная (55 %) субструктуры. Ячеистая субструктура формируется на начальной стадии испытания и при увеличении числа циклов превращается во фрагментированную. По границам ячеек и фрагментов могут образовываться и распространяться зародышевые микротрещины, особенно по разориентированным границам фрагментов, поэтому вероятность зарождения микротрещин в двух вышеназванных завершенных субструктурах – велика. Количественный анализ структуры образцов показал, что параметры, характеризующие состояние дислокационной субструктуры (скалярная плотность дислокаций, кривизна-кручение кристаллической решетки, плотность изгибных экстинкционных контуров), изменяются коррелированным образом. Особого анализа требует область, расположенная на расстоянии ~100 мкм от поверхности разрушения. В этой зоне микротрещины уже почти не наблюдаются, но остальные параметры (за исключением дальнодействующих полей напряжений) достигают максимальных значений. Можно констатировать, что в зоне разрушения и в области материала, отстоящей от нее на ~100 мкм, усталостные процессы развиваются совершенно по-разному. Если в зоне разрушения активные микротрещины создают большие дальнодействующие поля напряжений и вносят большой вклад в величину пластической деформации, то на расстоянии ~100 мкм вклад микротрещин в деформацию незначителен, а преобладает дислокационное скольжение. В образце формируются ячеисто-сетчатая и полосовая дислокационные субструктуры. Превращения в дислокационной структуре при усталости имеют характер «фазового перехода» в дефектной подсистеме и происходят, как правило, при достижении определенной («критической») плотности дислокаций. Установлено, что стадии кривой усталости связаны с субструктурными превращениями.

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТОВ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ УСТАЛОСТИ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

Громова А. В.¹⁾, Иванов Ю. Ф.²⁾, Ивахин М. П.¹⁾, Коваленко В. В.¹⁾, Целлермаер В. Я.¹⁾, Козлов Э. В.³⁾

¹⁾ Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, gromov@physics.sibsiu.ru

²⁾ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск ³⁾ Томский Государственный архитектурно-строительный университет,

Работа посвящена выявлению методом электронной микроскопии закономерностей формирования градиентов дислокационной субструктуры на различном расстоянии от поверхности разрушения закаленной стали 60ГС2 при усталости. Исследованию подвергался материал в исходном, разрушенном, при 142000 циклов нагружения, состояниях и в промежуточной области (*N* = 120000 циклов).

В исходном состоянии после закалки и отжига плотность дислокаций составляла 3,8·10¹⁰ см⁻². При нагружении изменения дефектной субструктуры стали проявляются в повсеместной фрагментации кристаллов пакетного мартенсита. По мере приближения к плоскости максимального нагружения средние размеры фрагментов существенно уменьшаются. Формирование фрагментов сопровождается незначительным изменением величины скалярной плотности дислокаций, амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки и азимутальной составляющей угла полной разориентации элементов субструктуры кристаллов пакетного мартенсита. Данные характеристики дефектной субструктуры уменьшаются по мере приближения к зоне максимального нагружения образца.

Количественный анализ дислокационной субструктуры стали показал, что вблизи поверхности разрушения величина скалярной плотности дислокаций несколько выше, чем в исходном состоянии и, по мере удаления, снижается, выходя на насыщение. Изменение данного параметра субструктуры стали с увеличением расстояния от поверхности разрушения носит явно выраженный немонотонный характер. Более плавным образом с увеличением расстояния до поверхности разрушения изменяются величина кривизны кручения кристаллической решетки и азимутальная составляющая полного угла разориентации элементов субструктуры. При этом оба параметра достигают максимальных значение вблизи поверхности разрушения и по мере удаления от нее снижаются.

Анализ зависимости параметров дислокационной субструктуры от числа циклов погружения показывает, что с увеличением количества циклов нагружения величина скалярной плотности дислокаций изменяется немонотонным образом – снижается на промежуточной стадии нагружения и вновь возрастает к моменту разрушения образца; амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки стали монотонно возрастает, а величина азимутальной составляющей полной разориентации субструктуры практически не изменяется с увеличением числа циклов нагружения. Следовательно, при усталостных испытаниях предварительно закаленной стали на промежуточной стадии нагружения определяющую роль в эволюции структуры материала играют процессы термического отпуска. На стадии разрушения образца, вблизи поверхности разрушения, определяющими структуру материала являются деформационные процессы.

Работа выполнена при финансовой поддержке в форме гранта T02-05.8-2673 МО РФ по фундаментальным исследованиям в области технических наук.

ФОРМИРОВАНИЕ И ИЗМЕНЕНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ВАЛКОВ ПРОКАТНОГО СТАНА ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Жулейкин С. Г., Коваленко В. В., Попова Н. А.*, Козлов Э. В.*, Громов В. Е.

ГОУВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

* ГОУВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»,

Изучена градиентная структура, возникающая в поверхностных слоях опорных валков прокатного стана, выполненных из стали 9ХФ с исходной структурой пластинчатого перлита, в ходе эксплуатации. Методом просвечивающей электронной микроскопии показано, что исходная структура стали, которая и присутствует в центральной части валка, - пластинчатый перлит, представляющий собой конгломерат чередующих-ся прямолинейных пластин цементита (карбида железа Fe₃C) и феррита (α -фазы). Колонии перлита имеют небольшую скалярную плотность дислокаций в феррите ($\sim 0, 6 \cdot 10^9$ см⁻²) и практически полное отсутствие ее в цементите. Кроме цементита, в стали присутствует карбид M₆C в виде отдельных округлых частиц, имеющих средний размер $\sim 0,7$ мкм.

В процессе эксплуатации в поверхностных слоях происходит значительное накопление скалярной плотности дислокаций, приводящее к фрагментации. При первичной фрагментации структура перлитных колоний в основном сохраняется. На фоне возросшей плотности дислокаций наблюдаются достаточно четкие границы, ориентированные, в основном, поперек ферритных пластин. При вторичной фрагментации происходит образование дислокационных стенок как поперек, так и вдоль пластин α-фазы.

Уже на глубине 10 мм от поверхности валка структура стали полностью фрагментирована, причем в материале присутствуют оба типа фрагментов в одинаковом количестве. Средний размер фрагментов на этой глубине составляет величину 0,38 мкм. По мере приближения к поверхности средний размер фрагментов уменьшается, хотя и незначительно, и на поверхности валка он равен 0,31 мкм. Отметим, что средний размер первичных фрагментов всегда в ~1,3 раза меньше среднего размера вторичных фрагментов. Внутри всех фрагментов α-фазы присутствуют дислокации при плотностях, достигающих 10^{10} см⁻².

Особо следует обратить внимание на размеры и форму карбида железа Fe₃C (цементита). Независимо от типа фрагментов, частицы цементита присутствуют в трех характерных местах дефектной структуры материала. Во-первых, в бывших колониях, подвергшихся частичному разрушению. Здесь частицы цементита имеют пластинчатую форму и располагаются вдоль границ фрагментов α -фазы. В среднем поперечные размеры частиц составляют величину ~(30±10) нм, продольный размер частиц соответствует размеру длинной стороны фрагмента. Во-вторых, частицы цементита присутствуют в субграницах фрагментации α -фазы в виде относительно мелких пластинок, средний размер которых составляет ~(10±2)x(30±10) нм. В-третьих, частицы цементита присутствуют внутри фрагментов на дислокациях. Они имеют округлую форму, их размер не превышает 10 нм. Объемная доля цементита, как и размеры частиц, наибольшая в первом случае и наименьшая - в третьем. Кроме того, уменьшение этих параметров наблюдается и по мере приближения к поверхности валка.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта №МК-3830.2004.8 Президента РФ.

МОДЕЛЬНОЕ ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ

Мартусевич Е. В., Будовских Е. А., Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия gromov@physics.sibsiu.ru

В работе выполнен совместный анализ ряда взаимосвязанных процессов, сопровождающих электровзрывное легирование материалов. Электровзрыв круглых тонких фольг осуществляли по торцевой коаксиальной схеме в малом объеме конической разрядной камеры, стенки которой переходили в направляющее сопло.

Во-первых, были рассмотрены особенности формирования из гетерогенных продуктов взрыва проводников импульсных плазменных пучков, служащих инструментом воздействия на поверхность. Получено аналитическое выражение, позволяющее подобрать необходимые условия взрыва в зависимости от электрофизических и механических свойств материала фольги, а также от ее толщины и диаметра, с тем, чтобы разрушение фольги происходило по механизму собственно электрического взрыва в первой четверти периода разрядного тока. Это дает возможность уменьшить содержание конденсированных частиц в продуктах взрыва и увеличить содержание плазмы.

При коаксиальном электровзрыве фольги ее разрушение начинается от центрального электрода и распространяется к внешнему кольцевому электроду в процессе возрастания значения силы тока. При этом на продукты взрыва, истекающие из сопла, помимо газодинамического, действует также и магнитное давление, которое наиболее велико вблизи кромки центрального электрода и быстро убывает с увеличением расстояния от нее. Поэтому в процессе разряда накопителя энергии через проводник конденсированные компоненты продуктов взрыва отстают от плазменных компонентов. В результате этого формируется структура пучка с быстрым высокоэнтальпийным фронтом, постепенно переходящим в относительно медленный гетерогенный тыл. Данная особенность структуры пучка во многом определяет результаты электровзрывной обработки.

Вторая часть работы включала анализ тепловых процессов обработки. Поглощаемая плотность мощности на оси пучка при взаимодействии его с поверхностью прямо пропорциональна площади зоны плазменного воздействия, которую рассчитывали по радиусу границы струи для заданного расстояния поверхности от среза сопла. При этом оказалось, что уменьшение диаметра канала сопла приводит к увеличению угла наклона вектора скорости плазмы на кромке сопла и, как следствие, к увеличению радиуса струи. В то же время, тепловое воздействие на поверхность уменьшается с ростом диаметра центрального электрода. В связи с этим поглощаемая плотность мощности с изменением диаметра сопла может изменяться немонотонно.

Заключительная часть работы состояла в модельном описании степени легирования расплавляемой поверхности при взаимодействии с пароплазменным компонентом пучка. Кинетику легирования описывали выражением для потока плазмы через поверхность в виде экспоненциальной функции температуры, достигаемой на поверхности в конце импульса воздействия. Было показано, что степень легирования возрастает прямо пропорционально интенсивности воздействия.

НАНОСТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ

Петрунин В. А., Целлермаер В. Я., Громов В. Е., Коновалов С. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия gromov@physics.sibsiu.ru

В работе [1] рассмотрено появление электропластического эффекта в стали на уровне дислокаций, дислокационных ансамблей и субструктур на их основе. Критическая плотность дислокаций $\rho_{cr} = 10^{14} \text{ m}^{-2}$ приводит к самоорганизации ансамбля дислокаций с последующим возникновением дислокационных сеток, ячеек и фрагментов. Дислокационные фрагменты [1] являются, по существу, наноструктурами [2], т.к. их размер составляет величину порядка нескольких единиц нанометров. В работе [2] отмечено, что повышение пластичности наноструктурного материала связано с возрастанием общей протяженности границ нанофрагментов (субструктур) под действием электрического тока, т.е. нанофрагменты (субструктуры) измельчаются. Уровень внутренних напряжений, обусловливающих измельчение нанофрагментов, рассчитывался по формулам модели "электронного ветра" В.Я.Кравченко [1,2] для железа. Эти расчеты находятся в неплохом согласии с экспериментом: рост уровня напряжений $\Delta \sigma = \sigma - \sigma_0$ ("электронный ветер") составляет 20% от исходного (без электрического тока) уровня напряжений в материале σ_0 [1].

Тогда степень развитости общей площади границ нанофрагментов (субструктур) может быть количественно оценена по соответствующим расчетам для напряжений. С учетом общеизвестного соотношения типа Холла–Петча $\Delta \sigma \sim (d)^{-1/2}$, где d – размер нанофрагмента, и связи $S \sim d^2$, где S – общая площадь границ нанофрагментов, имеем $\delta_S = \Delta S/S_0 = (S - S_0)/S_0 = \delta_{\sigma} = \Delta \sigma/\sigma_0$. Здесь S_0 – исходная (без электрического тока) площадь границ нанофрагментов, а $\Delta S = (S - S_0)$ – ее прирост под действием электрического тока. Поскольку нами было найдено ранее [1], что $\delta_{\sigma} = \Delta \sigma/\sigma_0 = 20\%$, то и $\delta_S = \Delta S/S_0$ имеет ту же самую величину.

Таким образом, на этом пути удается провести количественный расчет степени развитости дислокационных наноструктур под действием электрического тока.

Работа выполнена при финансовой поддержке научно-технической программы *МО РФ*: «Научные исследования высшей школы по приоритетным направлениям науки и техники» (Код проекта 202.01.02.058).

- В.А.Петрунин, А.Б.Юрьев, О.В.Соснин, В.Я.Целлермаер, В.Е.Громов, В.В.Целлермаер, С.В.Коновалов // Труды Ү Международного семинара "Современные проблемы прочности" им. В.А.Лихачева. Т.1.- Новгород: НГУ. 2001. С.95-100.
- 2. В.А.Петрунин, В.Я.Целлермаер, В.Е.Громов // Труды XY Международной конференции "Физика прочности и пластичности материалов".- Тольятти: ТГУ. 2003.- С.2-12.

МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ, УПРОЧНЕННЫХ КАРБИДНОЙ ФАЗОЙ

Семин А. П.¹⁾, Глезер А. М.²⁾, Громов В. Е.¹⁾, Коновалов С. В.¹⁾

¹⁾ Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru ²⁾ ЦНИИЧерМет им. И.П. Бардина, Москва, Россия

Известно [1], что высокие механические свойства аморфных сплавов определенного химического состава можно реализовать путем закалки из жидкого состояния с определенной критической скоростью. В результате такой обработки образуется двухфазная ультрадисперсная структура, состоящая из аморфной матрицы и выделений нанокристаллической фазы. Другим способом создания высокопрочного двухфазного аморфно-кристаллического состояния является кристаллизация исходно аморфных сплавов при соблюдении определенных условий термических воздействий [2]. Проблема заключается только в том, чтобы добиться оптимального сочетания прочности и пластичности при использовании достаточно надежно воспроизводимой технологии материала и последующей термообработки.

В связи с вышесказанным, большой интерес представляет получение в аморфной матрице кристаллических областей, нивелирующих недостаток аморфного состояния, связанный с пониженным модулем Юнга и повышающих тем самым механические свойства в целом всего композита. В данной работе получение высоких механических свойств аморфно-кристаллических композитов на основе железа и кобальта достигалось другим способом. Двухфазное состояние ленточных образцов сплавов достигалось непосредственно в процессе закалки из расплава путем формирования тугоплавких карбидов в исходных заготовках, предназначенных для закалки из расплава. С этой целью выплавлялись сплавы системы Fe–Co–Cr–B, Fe–W(Zr)–C–Cr–B с варьированием Fe в интервале 40-70%, Co – 10-30%, C – 1- 2%, W – 1-2%, Zr – 1-2% и 15%Cr, 15%B. Из сплавов методом закалки из расплава были получены ленты шириной 1, 10, 20 мм в аморфном состоянии.

Проведено исследование температуры кристаллизации $T_{\rm kp}$ при нагреве от химического состава исследованных аморфных сплавов. Установлено, что легирование кобальтом вплоть до 20% практически не влияет на $T_{\rm kp}$, а затем происходит резкое снижение $T_{\rm kp}$. Вольфрам и цирконий даже в небольших количествах резко повышают $T_{\rm kp}$. Обнаружено, что микротвердость сплавов плавно снижается при увеличении содержания кобальта. При введении вольфрама или циркония одновременно с углеродом значение HV резко возрастает по закону, близкому к линейному. Введение до 20 ат.% Со повышает значение предела текучести до 3,3 ГПа. Модуль Юнга *E* и коэффициент деформационного упрочнения m при этом также растут. В сплаве с 2 ат.% W и 2 ат.% С они превосходят предельные значения, полученные для аморфных сплавов (*E* = 180 ГПа и *m* = 2,5).

Таким образом, можно сделать вывод, что по предложенной технологий можно получать аморфные сплавы, упрочненные тугоплавкими карбидами, причем введение W и C существенно повышает модуль Юнга и предел текучести аморфного сплава без снижения его пластичности и термической стабильности.

- 1. Глезер А.М., Молотилов Б.В., Овчаров В.П. и др. // ФММ, 1987. Т.64. Вып.6. С.1106-1109.
- 2. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. // Аморфные металлы. М.: Металлургия, 1987.

ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ВЫНОСЛИВОСТИ

Целлермаер В. В.¹⁾, Соснин О. В.¹⁾, Иванов Ю. Ф.²⁾, Громов В. Е.¹⁾, Козлов Э. В.³⁾, Коновалов С. В.¹⁾

¹⁾Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

²⁾ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия ³⁾ Томский государственный архитектурно – строительный университет

Ранее нами было показано для сталей аустенитного класса, что воздействием импульсным электрическим током на определенной стадии усталостной кривой можно увеличить усталостную прочность. Данная работа посвящена выяснению механизмов повышения усталостной выносливости стали 60ГС2, подвергнутой усталостным испытаниям и промежуточному электростимулированию. Методика экспериментов и обработки результатов не отличалась от описанной в [1].

В случае непрерывной схемы нагружения разрушение стали наступало после ~71000 циклов. Прерванная схема нагружения (число циклов до остановки ~50000), сопровождающаяся обработкой образца импульсным электрическим током, при последующем его нагружении приводила к разрушению образца после ~109000 циклов (суммарное число циклов нагружения). Установлено, что ширина зоны усталостного роста трещины увеличивается с увеличением числа циклов нагружения. Электростимулирование на промежуточной стадии нагружения приводит к увеличению критической длины трещины в 1,25 раза, увеличивая тем самым ресурс работоспособности стали.

Проведенные нами исследования показали, что среднее расстояние между усталостными бороздками в нестимулированном образце ~1,175 мкм, в образце, подвергнутом электростимулированию на промежуточной стадии нагружения, ~0,61 мкм. Следовательно, шаг трещины за один цикл усталостного нагружения в электростимулированном материале в ~2 раза меньше, чем в обычном. Это означает, что электростимулированный материал обладает заметно более высокой сопротивляемостью распространению усталостной трещины.

При анализе фрактограмм исследуемой стали было установлено, что ширина зоны ускоренного роста усталостной трещины в обычном образце составляет ~260 мкм, в электростимулированном образце она несколько меньше ~200 мкм. В электростимулированном образце структура зоны усталостного роста трещины заметно более дисперсная. Последнее свидетельствует о том, что скорость разрушения материала в данном случае ниже, чем в исходном образце. Т. е. электростимулирование стали на промежуточной стадии усталостного нагружения способствует снижению скорости роста усталостной трещины в промежуточной зоне.

По величине отношения площади чисто усталостной зоны к площади зоны, занятой доломом, можно ориентировочно судить о значении коэффициента безопасности данного материала. Анализ фрактограмм исследуемой стали показал, что значение данного коэффициента в обычном образце ~0,37; в электростимулированном ~0,44. Следовательно, электростимулирование стали несколько повышает коэффициент безопасности ее эксплуатации.

Работа выполнена при финансовой поддержке в форме гранта T02-05.8-2673 МО РФ по фундаментальным исследованиям в области технических наук.

^{1.} Электростимулированная малоцикловая усталость / Под редакцией О.В. Соснина, В.Е. Громова, Э.В. Козлова. М.: «Недра комм. ЛТД» 2000. 208с.

ЭВОЛЮЦИЯ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ В ПРОЦЕССЕ МНОГОЦИКЛОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Лейкина О. С.¹⁾, Иванов Ю. Ф.²⁾, Громов В. Е.¹⁾

¹⁾ Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, gromov@physics.sibsiu.ru
²⁾ Институт сильноточной электроники, Томск, yufi@mail2000.ru

В настоящее время подходы и модели, используемые в механике деформируемого твердого тела, отражают, как правило, внешнюю реакцию материалов на циклические нагрузки и не учитывают структурных изменений. В их основе лежат деформационные, энергетические и силовые параметры напряженно-деформированного состояния. В легированных сталях не маловажную роль при усталости играют карбиды, образованные легирующими элементами и углеродом. В данной работе рассмотрена эволюция карбидной фазы в процессе циклического нагружения стали 08X18H10T.

Исследования проводили в исходном состоянии, на промежуточной стадии $N_1 \sim 100000$ циклов и после разрушения. В исходном состоянии выявлены карбидные частицы двух типов: частицы карбида хрома типа $M_{23}C_6$ состава (Fe, Cr)₂₃C₆ и частицы карбида титана состава TiC, средние размеры которых 100-500 нм и 62,4 ± 5,6 нм соответственно.

На промежуточной стадии нагружения $N_1 \sim 100000$ циклов изменений в состоянии карбидной фазы стали не обнаружено. Однако средние размеры частиц карбидов титана заметно увеличились, по сравнению с размерами частиц исходного состояния, и теперь равны $110 \pm 7,8$ нм. Для частиц карбида типа $M_{23}C_6$ усталостное нагружение стали сопровождается частичным разрушением данных выделений и последующим образованием прослоек карбидной фазы, расположенных вдоль внутрифазных границ зеренного и субзеренного типа. Микродифракционный анализ показывает, что данные прослойки сформированы карбидом типа Cr_3C_2 .

После разрушения средний размер частиц карбида титана состава TiC увеличился до $121,6 \pm 9,3$ нм, существенно расширился спектр размеров частиц. Процесс коагуляции сопровождается расслоением карбидной подсистемы с образованием, с одной стороны, большого числа частиц малых (десятки нанометров) размеров, а с другой – больших (сотни нанометров). Первый размерный класс составляют частицы, растворяющиеся при усталостных испытаниях, второй размерный класс составляют частицы, растущие за счет растворения окружающих их соседей. Одним из механизмов растворения частиц карбидной фазы, выявленных при исследовании структурно-фазового состояния усталостно-нагруженной стали, является уход атомов углерода из частицы на дефекты кристаллического строения. Растворяющаяся частица расположена вблизи границы зерна; в процессе растворения изменяется форма частицы, вокруг нее формируется дислокационное облако, способствующее переносу атомов карбидообразующих элементов из частицы на границу зерна.

Таким образом, из представленных результатов количественного анализа эволюции структуры и фазового состояния стали 08Х18Н10Т в процессе усталостных испытаний следует, что с увеличением числа циклов нагружения характеристики частиц карбидной фазы изменяются закономерным образом.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантом Министерства образования A03-3.17-455.

ВЛИЯНИЕ ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ НА СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18H10T

Лейкина О. С.¹⁾, Иванов Ю. Ф.²⁾, Громова А. В.¹⁾

¹⁾ Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, gromov@physics.sibsiu.ru ²⁾ Институт сильноточной электроники, Томск, yufi@mail2000.ru

Важную роль в формировании и эволюции дефектной субструктуры стали играют такие факторы, как избыточная плотность дислокаций, дальнодействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки. При циклической деформации материала эти факторы непосредственно влияют на процесс зарождения и рост микротрещин. Сильно влияют на усталостные свойства материала при циклической деформации дальнодействующие поля напряжений. Они играют определяющую роль и в формировании величины предела текучести, деформационном упрочнении и, особенно, в разрушении стали. В настоящей работе исследования проводили для стали аустенитного класса 08X18H10T, подвергнутой многоцикловой усталости. Дальнодействующие поля напряжений изучали по параметрам изгибных экстинкционных контуров. Процедура измерения величины дальнодействующих полей напряжений сводится к определению градиента кривизны-кручения фольги или кристаллической решетки χ .

Проведенные нами исследования показали, что источниками кривизны-кручения кристаллической решетки (фольги) стали в исходном состоянии являются малоугловые границы субзерен или оборванные малоугловые границы, границы зерен и стыки границ зерен, частицы карбидной фазы. Наиболее высокие значения амплитуды кривизныкручения кристаллической решетки исследуемой стали фиксируются вблизи частиц карбидной фазы, расположенных в объеме зерен. Почти на порядок меньше значения амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки исследуемой стали вблизи малоугловых границ. Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки вблизи границ зерен имеет промежуточные значения. При упругом и при пластическом изгибе кристаллической решетки стали амплитуда дальнодействующих полей напряжений прямо пропорциональна величине кривизны-кручения фольги χ . Последнее означает, что наиболее напряженными участками являются объемы зерен, содержащие частицы карбидной фазы. При усталостных испытаниях данные объемы будут являться потенциальными источниками микротрещин.

После деформации еще одним источником полей напряжений в образцах являются микродвойники. Усталостное нагружение стали, сопровождающееся повсеместным формированием микродвойников деформации, привело к существенному увеличению плотности изгибных экстинкционных контуров и, соответственно, повышению роли дальнодействующих полей напряжений в формировании прочностных характеристик материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантом Министерства образования А03-3.17-455.

ГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРЫ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ

Коваленко В. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия gromov@physics.sibsiu.ru

В зависимости от закономерностей изменения параметров материала градиентные структуры делятся на непрерывные (плавное, монотонное изменение параметров), дискретные (скачкообразное изменение параметров) и смешанные (оба случая одновременно). При этом надо иметь в виду, что амплитуды характеристик могут возрастать, убывать и колебаться [1,2].

В зависимости от объема, на который простираются переменные параметры (макро-, мезо- или микрообъемы), градиентные структуры являются: протяженными (от миллиметров до размеров изделия и вплоть до размеров планеты), локализованными (порядка сотен нанометров) и субмикроскопическими (единицы нанометров).

По характеру своего возникновения градиентные структуры могут быть: природными (естественными) и созданными в ходе технической деятельности, т. е. искусственными. Большинство используемых в технике градиентных структур является искусственными и делятся на два больших класса в зависимости от их размещения в объеме материала: объемные и поверхностные

К объемным относятся: сварные швы, диффузионные соединения, ударновзрывные соединения; продукты (самораспространяющегося) высокотемпературного синтеза; зоны локализации деформации. К последнему случаю относятся случаи фрагментации деформации, особенно зоны, вблизи захватов образцов, каналы высокотемпературной деформации, бездислокационные зоны и т.д. Эти структуры расположены внутри изделий.[1,2]

Целью настоящей работы явилось исследование формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах ГСФСС. Изучение проводилось по следующим направлениям:

- 1. Эволюция ГСФСС в толстых сварных швах из стали 09Г2С при эксплуатации.
- 2. Установление физической природы формирования ГСФСС в перлитной стали при химико-термической обработке стали 9ХФ.
- 3. Формирование ГСФСС при пластической деформации пластинчатого перлита.
- 4. Микроградиентная структура в Fe-Ni сплавах закаленных из жидкого состояния.
- 5. Усталостно индуцированные ГСФСС в сталях 08Х18Н16Т, 45Г17103, 60ГС2.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта №МК-3830.2004.8 Президента РФ.

- 1. «Градиентные структурно-фазовые состояния в сталях». Тематическая подборка статей. //Известия ВУЗов Черная металлургия. 2003, №8, с. 62-77, 2003, №10, с. 52-78.
- 2. Градиентные структурно-фазовые состояния сплавов. //Известия РАН. Материалы конференции. Серия физическая. 2003 т67 №10 с. 1373-1421.

РОЛЬ ИМПУЛЬСНОГО ТОКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ 60ГС2 ПРИ УСТАЛОСТИ

Иванов Ю. Ф.²⁾, Громов В. Е.¹⁾, Ивахин М. П.¹⁾, Коновалов С. В¹⁾, Коваленко В. В.¹⁾, Козлов Э. В.³⁾

¹⁾ Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, <u>gromov@physics.sibsiu.ru</u>

²⁾ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия ³⁾ Томский государственный архитектурно – строительный университет,

Ранее было показано [1], что воздействие мощными токовыми импульсами на определенном участке усталостной кривой приводит к увеличению ресурса выносливости на 15-55% для сталей различных структурных классов. В настоящей работе исследованы усталостно-индуцированные градиенты дислокационной субструктуры (ДСС) в закаленной стали 60ГС2 в условиях электростимулирования. Схема усталостного нагружения, параметры токовых импульсов и методики исследования не отличались от описанных в [1].

Установлены зависимости параметров ДСС от расстояния до поверхности разрушения. Усталостное нагружение электростимулированной стали приводит к росту толщины слоя с измененным структурно-фазового состоянием материала. Последнее свидетельствует о том, что электростимулирование способствует увеличению объема материала, вовлекаемого в процесс деформирования при последующем усталостном нагружении образца.

Вблизи поверхности разрушения (на расстоянии ~0,2 мм от поверхности излома) в ~30% объема материала практически полностью отсутствуют характерные признаки структуры пакетного и пластинчатого мартенсита. В этом случае в объеме зерен α -фазы формируется ячеисто-сетчатая ДСС. По границам и в объеме ячеек располагаются частицы карбидной фазы глобулярной либо округлой формы. Средние размеры ячеек составляют ~250 нм. В отдельных случаях размеры ячеек могут достигать ~0,5 мкм. В ~70% зерен в той или иной степени сохраняется структура, наследовавшая морфологию кристаллов мартенсита. По мере удаления от поверхности разрушения объемная доля зерен с данным типом субструктуры увеличивается и на расстоянии ~2,3 мм достигает ~100 %. Кристаллы, средние размеры которых не превышают 300-400 нм, как правило, фрагментированы. Средние размеры фрагментов монотонно увеличиваются по мере удаления от поверхности ортоно увеличиваются по мере удаления от поверхности ортоно увеличиваются по мере удаления от поверхности ортоно увеличиваются по мере удаления объемности разрушения объемности разрушения образца.

При больших (≥400 нм) расстояниях между границами, объемы материала, заключенные между ними, не содержат фрагментов. Дефектная субструктура таких объемов – дислокационные сетки. Скалярная плотность дислокаций сетчатой субструктуры с увеличением расстояния от поверхности разрушения изменяется немонотонным образом и составляет в среднем 4,2·10¹⁰ см⁻².

Усталостные испытания стали после электростимулирования не привели к накоплению распределенных в объеме материала дислокаций, и разрушение образцов происходило при величине скалярной плотности дислокаций, практически совпадающей с данной характеристикой электростимулированного состояния.

Работа выполнена при финансовой поддержке в форме гранта T02-05.8-2673 МО РФ по фундаментальным исследованиям в области технических наук.

1. О.В. Соснин, В.Е. Громов, Э.В. Козлов и др. Электростимулированная малоцикловая усталость. М.: Недра комм. ЛТД. 2002. 208 с.

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ СТАЛИ 08X18H10T

Лейкина О. С.¹⁾, Иванов Ю. Ф.²⁾, Громова А. В.¹⁾

¹⁾Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, <u>gromov@physics.sibsiu.ru</u>

²⁾ Институт сильноточной электроники, Томск, <u>yufi@mail2000.ru</u>

Несмотря на обширное количество публикаций по проблеме усталости металлов [1-4], существует много неясностей в физических механизмах этого сложного явления. Малоизученной в настоящее время остается эволюция дислокационной субструктуры при циклической деформации. В работах, проводимых ранее, нами была изучена эволюция дислокационной субструктуры стали аустенитного класса 08X18H10T, подвергнутой малоцикловой усталости [1-2]. В настоящей работе приводятся данные по эволюции дислокационной субструктуры образцов этой же марки стали, полученные при многоцикловом нагружении.

Методами дифракционной электронной микроскопии тонких фольг проведены исследования эволюции структурно-фазового состояния зоны усталостного роста трещины аустенитной стали 08Х18Н10Т, подвергнутой многоцикловым испытаниям.

В исходном состоянии дефектная субструктура зерен исследуемой стали характеризуется набором дислокационных субструктур, сформировавшихся в результате предварительной термомеханической обработки заготовки. Дислокационная субструктура поликристаллического агрегата, как правило, весьма разнообразна и определяется ориентацией зерна по отношению к действующему напряжению. В анализируемом в настоящей работе материале наблюдаются зерна, содержащие хаотически распределенные по объему зерна дислокации (структура дислокационного хаоса) и зерна, имеющие «упорядоченную» (организованную определенным образом) дислокационную субструктуру. К ним относятся сетчатая субструктура, дислокационные жгуты (клубки) и ячеисто-сетчатая слаборазориентированная дислокационная субструктура. Основной дислокационной субструктурой является хаотическая. Она занимает ~0,75 объема материала. Скалярная плотность дислокаций, усредненная по объему материала, ρ ~1,5·10¹⁰ см⁻².

Усталостное нагружение стали (вплоть до разрушения образца, наступившего после $N_2 \sim 170000$ циклов) не приводит к качественным изменениям дислокационной субструктуры материала. В разрушенном образце наблюдаются зерна, содержащие хаотически распределенные по объему дислокации и зерна, имеющие «упорядоченную» дислокационную субструктуру, а именно: сетчатую, клубково-сетчатую и ячеисто-сетчатую слаборазориентированную. Преобразование дислокационной субструктуры стали при усталости выражается лишь в увеличении скалярной плотности дислокаций и изменении количественного соотношения субструктур. А именно, с увеличением числа циклов нагружения структура дислокационного хаоса замещается сетчатой дислокационной субструктурой.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантом Министерства образования № A03-3.17-455

- 1. Соснин О.В. Эволюция структурно-фазовых состояний аустенитных сталей при усталости. – Новосибирск: Наука, -2002. -211с.
- 2. Эволюция дислокационных субструктур при усталости / Н.А. Конева, О.В. Соснин, Л.А. Теплякова и др. Новокузнецк.: Изд-во СибГИУ, 2001. 105 с.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ВЫСОКИХ ГИДРОСТАТИЧЕСКИХ ДАВЛЕНИЙ (ВГД) И ВГД СО СДВИГОМ

Алехин В. П.

Московский государственный индустриальный университет, <u>alekhin@msiu.ru</u>

Сонг Й. В.

Корейский институт науки и технологий **Пьен Й.С.** Дизайн Мекка / Сан Мун университет, Асан, Южная Корея

Основная цель настоящей работы заключалась в разработке новой технологии получения высокопрочных материалов (повышение предела прочности и твердости в 3 -4 раза) за счет диспергирования субструктуры и получения нанокристаллической или рентгеноаморфной структуры с использованием многократных высокоинтенсивных деформаций (многократная прокатка или проковка, гидроэкструзия с противодавлением, высоких гидростатических давлений (ВГД) или ВГД со сдвигом и др.).

При обработке конструкционных материалов различными технологическими способами, реализующими высокий уровень гидростатических напряжений со сдвигом получен размер субструктуры на уровне 5-20 нм. При этом уровень физико-механических свойств (прочность, микротвердость) возрос в 3 - 4 раза по сравнению с исходным состоянием. Так, например, для нитинола величина микротвердости возросла с 2700 до 8000 - 9000 МПа, прочность от 840 до 2500 - 3000 МПа.

Для конструкционных материалов важнейший результат измельчения субструктуры материала выражается в одновременном росте его прочности и пластичности. Обнаружено, что гидроэкструзия существенно повышает прочность и, особенно, ударную вязкость молибдена, как наиболее перспективного жаропрочного материала. В поперечном сечении прутка появляется "вихревая" структура, напоминающая структуру булатной стали. Пластичность гидроэкструзированного молибдена ВМ-1 в несколько раз превосходит пластичность исходного (горячепрессованного) молибдена. Такой молибден в отожженном состоянии по своим пластическим характеристикам приближается к обычным конструкционным высокопрочным сталям.

При гидроэкструзии молибдена MC с обжатием на 90% предел прочности возрастает в 3,8 раза, ударная вязкость в 27 раз. У стареющих сплавов пластическая деформация гидроэкструзией ускоряет по сравнению с прокаткой в многоручьевых волках процесс старения (сплав Al-Cu с 4% Cu).

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕМБРАН ПРИ НАСЫЩЕНИИ ВОДОРОДОМ

Рюмшина Т. А., Лунарска Э.*, Черняева О.*

Физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина, ryumshina@donapex.net * Институт физической химии ПАН, Варшава, Польша, ellina@ichf.edu.pl

Проблемы повышения прочности и стойкости изделий (в частности, мембран) при их эксплуатации в условиях механического нагружения и воздействия агрессивных сред не утрачивают своей актуальности. Известны эффекты, когда воздействие водорода на стадиях пластического деформирования резко снижает напряжение течения, что связывается либо с облегчением скольжения дислокаций, либо с аномальным уменьшением модуля сдвига. В настоящей работе обнаружено, что насыщение водородом деформируемого материала приводит к снижению напряжений уже на упругой стадии деформирования.

Проведены экспериментальные исследования одноосного растяжения тонких пластин Al, Pd, находящихся в растворе 0.01N NaOH. Приложение к поверхности мембраны катодной поляризации вызывает проникновение водорода из раствора в материал, что приводит к снижению напряжения течения и к добавочной деформации. Величина такого снижения, например, при действии поляризации 40 mA/cm² при растяжении мембраны сечением 0.17 x 10 mm составляет $\Delta \sigma = 0.05 MPa$. Прекращение насыщения водородом практически возвращает деформирующее напряжение к уровню, соответствующему деформированию в нормальных условиях.

Полагая, что прирост деформации, обусловленный проникновением водорода, линейно связан с его концентрацией, можно оценить концентрацию водорода в мем-

бране $c = \frac{\Delta \varepsilon}{\beta} = \frac{6 \times 10^{-4}}{0.19} = 3.2 \times 10^{-3} \frac{am.H}{am.Me}$. Здесь β – коэффициент концентрационного

расширения материала. Результаты эксперимента показывают, что при таких концентрациях модуль упругости практически не изменяется.

Наличие скачка напряжений на кривой $\sigma(\varepsilon)$ в момент приложения катодной поляризации довольно хорошо описывается уравнением:

$$\sigma(\varepsilon) \approx E\dot{\varepsilon}t - E\beta c[1 - e^{-\frac{t}{\tau}}],$$

где $\dot{\varepsilon}$ – скорость растяжения мембраны, E – модуль растяжения материала, $\tau = \frac{4h^2}{\pi^2 D}$ –

время релаксации, характеризующее проникновение водорода в мембрану и зависящее от ее толщины *h* и коэффициента диффузии *D*.

Первое слагаемое описывает упругие напряжение при активной деформации растяжением, а второе – напряжения, сопровождающие диффузионный поток водорода в мембрану.

СТАДИИ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Семашко Н. А., Фролов А. В., Кузьмин В. Ф., Маркова С. А.

Авиационное объединение, Комсомольск-на-Амуре, Россия, kmtnm@knastu.ru, knaapo@kmscom.ru

С точки зрения физической мезомеханики деформируемого твердого тела нагруженный материал рассматривают как многоуровневую самоорганизующуюся систему, в которой пластическая деформация самосогласованно развивается как последовательная эволюция потери сдвиговой устойчивости на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях.

В работе представлен оригинальный подход к изучению процессов, сопровождающих развитие пластической деформации на различных уровнях, вплоть до разрушения. В качестве инструмента использовался метод акустической эмиссии. При этом были развиты современные подходы некоторых исследователей, которые экспериментально доказали, что форма и параметры отдельного импульса АЭ несут информацию о физическом процессе, породившем этот импульс. Так считается общепризнанным, что сигналы с большой энергией, амплитудой и малой длительностью соответствуют процессам образования и развития трещин. На основании обширного экспериментального материала авторами выдвинута гипотеза о возможности разделения импульсов АЭ на

четыре группы в плоскости двухпараметрического распределения $P-K_f$, где $P = \frac{E}{\tau}$ и

является мощностью сигнала, а $K_f = \frac{E}{U_m^2 \cdot \tau}$ и называется коэффициентом формы. Та-

кое деление позволяет более тонко исследовать процессы деформации металлических материалов с учетом многоуровневого их развития.

Анализ кинетики излучения АЭ при деформации поликристаллического молибдена показал, что импульсы 3-й группы (процессы трансляционных сдвигов дислокационных групп) регистрируются на протяжении всего процесса деформации и разрушения.

Импульсы 4-й группы (процессы типа сдвиг + поворот) начинают излучаться уже в области упругости и имеют максимальное значение вблизи «зуба» текучести и далее появляться равномерно до разрушения.

Импульсы 2-ой группы (развороты мезоуровней) впервые регистрируются вблизи «зуба текучести» и появляются эпизодически в остальной области деформации.

Импульсы 1-ой группы (трещинообразование) зарегистрированы впервые в области физического предела текучести, предела прочности и непосредственно перед разрушением.

Характерно, что на начальных стадиях деформации металлических материалов кинетика излучения импульсов условных зон представляется схемой вида « $n_3 \rightarrow n_4 \rightarrow n_2 \rightarrow n_1$ ».

2. Грешников В.А., Дробот Ю.Б. Акустическая эмиссия. – М.: Издательство стандартов, 1976. – 272 с.

^{1.} Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // Физическая мезомеханика. 1998. – Т. 1, № 1, с.5-22.

ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ20 ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ИМПУЛЬСОВ МАЛОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

Семашко Н. А., Крупский Р. Ф., Купов А. В.

Авиационное объединение, г. Комсомольск-на-Амуре, Россия, <u>kmtnm@knastu.ru, knaapo@kmscom.ru</u>

Среди известных способов интенсификации формообразования деталей из металлов и сплавов наиболее широко распространен термический способ. Он предполагает предварительный нагрев заготовки до высоких температур с последующим деформированием горячего металла (так называемая «горячая штамповка»). Нагрев сопровождается эффектами, в разной степени влияющими на качество конечной детали. В частности, титановые сплавы при нагреве в воздухе активно насыщаются атмосферными газами, ухудшающими механические свойства готовой детали.





В работе [1] описан эффект электропластического удлинения металлов при одновременном воздействии на образцы электрического тока и деформирующей нагрузки. В представленной работе исследовались динамические процессы деформации образцов титанового сплава BT20 (сечение рабочей области образца 4 мм²) при воздействии на них импульсного однополярного электрического тока плотностью J=1375A/мм² и длительностью 150мкс. На рис. 1 показана динамика деформации образца при величине нагрузки $\sigma = 688 \ H/MM^2$. До момента времени, обозначенного литерой A, в образце практически заканчивались релаксационные процессы, после чего производилось электроимпульсное воздействие на образец, в результате которого образец удлинялся до момента времени, обозначенного литерой Б, с дальнейшим укорочением до момента времени, указанного литерой В. В работе показано что деформация образца, спровоцированная импульсом тока малой длительности, имеет две составляющие: δ_{umn} - скачкообразная (импульсная) и б_{ост}- установившаяся (остаточная) величина относительной деформации. Величина $\Delta \delta = \delta_{um} - \delta_{ocm}$ является величиной пластической деформации образца. Вследствие малой длительности импульсов тока интегральный нагрев образа не превышал 70°С, что позволяет разрабатывать методы «холодного» формообразования заготовок из титановых сплавов.

1. Спицын В.И., Троицкий О.А., Электроимпульсная обработка металлов, -М.: Атомиздат, 1989 г., 162 стр.

ВЛИЯНИЕ УПРУГОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДИСЛОКАЦИЙ С ПОРАМИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ильющенко А. Ф., Киреев П. Н., Севастьянов Е. С.

ИПМ НАНБ, Минск, РБ, <u>alexil@srpmi.belpak.minsk.by</u>

Механическое разрушение изделий, полученных методами порошковой металлургии, в основном контролируется двумя типами дефектов кристаллической решетки – порами и дислокациями. Особенно опасными с точки зрения внезапного разрушения спеченных порошковых стальных материалов являются поверхностные поры.

Исследование упругого взаимодействия дислокаций с поверхностными порами было выполнено с использованием методов теории функции комплексного переменного. С этой целью известное решение о взаимодействии двух прямолинейных винтовых дислокаций с трещиной конечной длины в бесконечном теле при деформации продольного сдвига с помощью метода комплексных функций было преобразовано на случай взаимодействия прямолинейной винтовой дислокации с поверхностной порой полуэллиптической формы с полуосями *m* и *l* в полубесконечном теле.

Получены основные решения задачи о поверхностной поре с дислокациями, которые описывают силовые и энергетические характеристики разрушения порошковых материалов в функции соотношения m/l и величины напряжения τ . Зависимость удельной энергии разрушения $G_{\rm III}$ от расстояния от дислокации описывается немонотонной кривой с точками максимума, минимума и точками перегиба. Положение и абсолютные значения максимумов также определяется величиной m/l. На кривой зависимости $G_{\rm III}$ от расстояния от дислокации опосывается величиной m/l. На кривой зависимости $G_{\rm III}$ от расстояния от дислокации имеется метастабильное положение, в котором $G_{\rm III} = 0$.

Анализ энергетики в концевой области поры при антиплоской деформации с учетом сил Пайерлса–Набарро показывает, что вблизи вершины поры на ее продолжении дислокации образуют пластическую зону, отделенную от края поры перемычкой упруго дефомировавшегося материала. Поле напряжения образовавшейся в окрестности поры дислокации создает концентрацию напряжений в ее вершине. Коэффициент интенсивности напряжений для данных условий нагружения от каждой дислокации пропорционален – μ b (где μ – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса дислокации) и является функцией отношения m/l. Образование в области вершины поры облаков или скоплений дислокаций экранирует пору от поля внешнего напряжения. Степень экранирования или уровень достигаемой вязкости определяется суммарным вектором Бюргерса В элементарных дислокаций. Вязкость разрушения порошкового материала тем выше, чем выше степень экранирования дислокациями, т.е. чем выше экранирующий заряд В.

Построены графики изолиний равных коэффициентов интенсивности напряжений, генерируемых дислокациями в окрестности поры, которые имеют форму кардиоиды. Расчеты показывают, что при плотности дислокаций в вершине поры 10⁸ см⁻² коэффициент интенсивности при этом уменьшается в результате экранирования на величину, сравнимую с вязкостью углеродистых сталей.

В ИПМ НАНБ на основании проведенных исследований разработана упрочняющая обработка изделий из порошковых среднелегированных сталей, обеспечивающая повышение прочностных характеристик, главным образом прочности на изгиб, что важно для тяжело нагруженных деталей (зубчатых колес, кулачков и т.д.), в среднем на 15-20%.

ОПТИМАЛЬНЫЕ УСЛОВИЯ ДЛЯ ПРОЦЕССА, УПРАВЛЯЮЩЕГО РОСТОМ КРИСТАЛЛА МАРТЕНСИТА, ПРИ НЕОДНОРОДНОМ ГРАДИЕНТЕ ХИМИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА ЭЛЕКТРОНОВ

Скорикова Н. А., Чащина В. Г., Иванов С. В., Кащенко М. П.

Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия, <u>mpk@usfea.ru</u>

Синтез концепций гетерогенного зарождения и волнового роста α - мартенсита при у-а превращении сплавов на основе железа, как показывает анализ [1], позволяет реконструировать основные этапы формирования мартенситного кристалла по наблюдаемым морфологическим признакам. Высокая (сверхзвуковая) скорость роста ассоциируется со скоростью нелинейной волны превращения, которая, в свою очередь, задается (с высокой степенью точности) векторной суммой пары квазипродольных волн, бегущих в ортогональных направлениях и несущих пороговую деформацию со слабо искаженной (в пределе инвариантной) плоскостью. Пороговая деформация в управляющих волнах поддерживается в сильно неравновесной межфазной области за счет части кинетической энергии электронных потоков (эффект фононного мазера). Выполненные ранее оценки продемонстрировали возможности реализации одномодовой генерации в широком диапазоне изменения температуры и концентрации второго компонента сплава. Согласованное снижение температуры начала мартенситной реакции (в случае охлаждения) при повышении концентрации второго компонента сплава возникает как естественное следствие требования максимума неравновесной добавки к функции распределения электронов при фиксированных (или слабо изменяющихся) положениях уровня Ферми μ и пика плотности состояний ε_п на энергетической шкале. В реалистической двухзонной *s*-*d* модели электронов оптимальные условия могут реализоваться при $\varepsilon_{\pi} - \mu \approx \Delta \approx 0.2$ в, где величина Δ задается не только уровнем теплового размытия распределения, но и большой величиной затухания *s* – электронов.

В данной работе на примере модельного спектра для электронов (приближение сильной связи с учетом ближайших и вторых соседей) показывается, что оптимальные условия для генерации волн смещений, управляющих ростом мартенситного кристалла, могут выполняться одновременно, поскольку, с одной стороны, распределение градиента химического потенциала в межфазной области на стадии роста является неоднородным [2], а с другой стороны, значимые (макроскопические) количества пар инверсно населенных электронных состояний локализуются в одном и том же энергетическом интервале в фиксированной окрестности $\Delta \approx 0,2$ эВ вблизи уровня Ферми исходной фазы. Кроме того, в том же энергетическом интервале имеются и пары инверсно населенных состояний, переходы между которыми (с участием двух фононов, принадлежащих разным управляющим модам) обеспечивают фазовую синхронизацию управляющих мод.

- М.П. Кащенко, Волновая модель роста мартенсита при γ-α превращении в сплавах на основе железа, Наука (1993).
- Кащенко М.П., Чащина В.Г., Скорикова Н.А. Распределение градиента химического потенциала электронов совместимое с волновой схемой роста мартенситного кристалла. // Научные труды VI международного симпозиума "Современные проблемы прочности" им. В.А. Лихачева. Великий Новгород: Изд-во НовГУ им. Ярослава Мудрого. 2003 г. Т.1. С. 312 -317.

ПОСТРОЕНИЕ ПЛОТНОСТИ СОСТОЯНИЙ ДЛЯ СПЕКТРА ЭЛЕКТРОНОВ В ПРИБЛИЖЕНИИ СИЛЬНОЙ СВЯЗИ ДЛЯ КРИСТАЛЛОВ С КУБИЧЕСКОЙ РЕШЕТКОЙ

Скорикова Н. А., Чащина В. Г., Кащенко М. П.

Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия, mpk@usfea.ru

При интерпретации механизма γ - α мартенситного превращения [1] существенно знание распределения электронных состояний (ЭС) по энергии. Большая часть пар ЭС, активных в генерации волн, управляющих ростом мартенситного кристалла, должна локализоваться в окрестности пика плотности состояний. Поэтому важную информацию дает вид плотности состояний $v(\varepsilon)$ и ее зависимость от параметров электронного спектра. Удобным в решении этого вопроса является закон дисперсии $\varepsilon(k)$ электронов в приближении сильной связи:

$$\varepsilon(\mathbf{k}) = \varepsilon_0 - 8\varepsilon_1(\cos\eta_1\cos\eta_2 + \cos\eta_1\cos\eta_3 + \cos\eta_2\cos\eta_3) + 2\varepsilon_2\sum_i \cos2\eta_i ,$$

для кристаллов с ГЦК решеткой и

$$\varepsilon(\mathbf{k}) = \varepsilon_0 - 16\varepsilon_1 \cos \eta_1 \cos \eta_2 \cos \eta_3 + 2\varepsilon_2 \sum_i \cos 2\eta_i$$

для кристаллов с ОЦК решеткой, где ε_0 – атомный энергетический уровень, а ε_1 и ε_2 – интегралы перекрытия с первыми и вторыми соседями, $\eta_i = a k_i/2$, a – постоянная решетки, i = 1,2,3. При построении плотностей был написан ряд программ на языке Fortran, а также использовалась программа OpenDX. Соответствующие графики v(ε) при



 $\varepsilon_1 = 0,15625$ и $\varepsilon_2 = 0$ или $\varepsilon_2 = \pm 0,125$ приводятся на рис.1.

Видно, что при $\varepsilon_2 = 0$ максимум состояний в случае ГЦК решетки расположен вблизи потолка зоны, тогда как для ОЦК решетки он локализован в центре зоны, и закономерно смещается при учете ε_2 . Интересно, что в ГЦК решетке при $\varepsilon_2 < 0$ пик ЭС возрастает, а в ОЦК решетке – снижается, а при. $\varepsilon_2 > 0$ v(ε) уменьшается для обеих решеток. Подобное поведение указывает на возможное неравноправие условий протекания прямого и обратного мартенситных превращений. 1. М.П. Кащенко, Волновая модель роста мартенсита при γ-α превращении в сплавах на основе железа, Наука (1993).

ТЕКСТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРОМЫШЛЕННЫХ ГЦК-МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ВИБРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛИННОМЕРНЫХ ТРУБ

Печина Е. А.¹⁾, Демаков С. Л.²⁾

 Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия, ElenaP@fnms.fti.udm.ru
 Уральский государственный технический университет – УПИ, Екатеринбург, Россия, tofm@mail.ustu.ru

Вибромеханическая обработка (ВМО) позволяет выполнять при комнатной температуре, используя безоправочный и оправочный способы, следующие технологические операции с длинномерными изделиями в виде труб и прутков: 1) уменьшение внешнего диаметра изделий (подгонка стандартного профиля под необходимый калибр); 2) изменение внешнего диаметра торцевых участков с плавным переходом к основной части изделия; 3) выполнение изделий ступенчатой формы с уменьшающимися внешними диаметрами к торцевой части изделия. Изменяя профиль калибрующей части деформирующего элемента, возможно изготовлять изделия не только с сечением круг, но и более сложными сечениями (кольцо, многогранник). Используя вращение заготовки при ее подаче и различной формы оправок, можно изготовлять изделия с различным рельефом внутренних и внешних поверхностей, например – винты, червячные передачи, валы, косые и конические шестеренки и т.д.

Технологическая ценность этого метода деформирования по сравнению с традиционными, например, с прессованием, состоит в отказе от смазочных материалов, крупногабаритного прессового оборудования и промежуточных отжигов. К недостаткам данного метода можно отнести сложность оборудования и оснастки для деформирования, значительно худшее качество поверхности изделий, чем прессованных. Из-за многократности дробной деформации при ВМО энергозатраты на деформацию в материале больше, чем при прессовании. Но в целом суммарные энергетические затраты будут меньше, если принимать во внимание затраты на проведение промежуточных отжигов в случае прессования.

Ранее проведенные исследования показали, что метод ВМО, по сравнению с прямым прессованием (ПП), не приводит к значительному изменению толщины стенки получаемых труб с уменьшением их диаметра. Выявлено, что ВМО труб из промышленных материалов – АК8, Д16, М2, Л62 - не вызывает заметного изменения показателей прочности и пластичности с увеличением количества проходов материала через деформирующий элемент.

Исследование микроструктуры обработанных безоправочно труб показало, что ВМО приводит к локализации деформации во внешнем и внутреннем поверхностных слоях стенки трубы. Текстурными исследованиями выявлено, что с увеличением количества проходов при ВМО труб появление «вредной» текстуры, затрудняющей дальнейшее деформирование, происходит намного позднее, по сравнению с ПП.

Таким образом, в данной работе показано, что:

1) применение метода ВМО для формирования профилей позволяет сократить количество промежуточных термических обработок;

2) последовательное применение способов ВМО и ПП, а именно: на начальных стадиях использование метода ВМО, а на конечной – метод ПП – является выгодным в плане получения равномерной структуры в изделии.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ У7А ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

Коваленко В. В.²⁾, Иванов Ю. Ф. ¹⁾, Громов В. Е.²⁾, Козлов Э. В. ³⁾

¹⁾ Институт сильноточной электроники СО РАН. Томск, Россия, <u>yufi@mail2000.ru</u> ²⁾ Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, <u>gromov@physics.sibsiu.ru</u>

³⁾ Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия, kozlov@tsuab.ru

Возможность изменения в широких пределах плотности энергии, длительности импульса и энергии электронов в сочетании с практически полным поглощением электронов и объемным характером выделения энергии делают электронные пучки уникальным и высокоэффективным инструментом как для исследований физики формирования неравновесных структурно-фазовых состояний в твердом теле, так и для целенаправленной модификации структуры и свойств металлических материалов с целью улучшения эксплуатационных характеристик изделий.

Целью исследований являлось обнаружение закономерностей структурных и фазовых превращений, протекающих при растворении глобулярного цементита в углеродистой стали, обработанной интенсивным электронным пучком.

Методами дифракционной электронной микроскопии тонких фольг проведены исследования фазового состава и дефектной субструктуры стали У7А, формирующихся в результате растворения частиц глобулярного цементита, инициированного воздействием сильноточного электронного пучка микросекундной длительности.

Начальные стадии преобразования глобулярных частиц цементита под воздействием тепла, передаваемого электронным пучком обрабатываемой стали, обнаруживаются на расстоянии ~10-12 мм от границы с пятном расплава. Они заключаются в формировании в частице вдоль границы раздела с матрицей дефектного слоя, толщина которого составляет десятки нанометров.

Следующая стадия преобразования материала сопровождается формированием в объеме α -фазы вдоль границы раздела с карбидом некоторого промежуточного слоя, отделенного от матрицы большеугловой границей. Последнее, по-видимому, свидетельствует о полиморфном $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращении в объеме стали, прилегающем к частице.

По мере приближения к пятну электронно-лучевого воздействия увеличивается толщина и усложняется фазовый состав (выявляются рефлексы γ-фазы) переходного слоя, изменяется морфология (фиксируются кристаллы линзовидной формы) формирующей его α-фазы.

Следующая стадия преобразования глобулы цементита связана со сменой механизма разрушения карбида – наряду с твердофазным фиксируется жидкофазное растворение глобулы. Вокруг частицы формируется переходная структура, имеющая двухслойное строение.

На заключительной стадии растворения глобулярных частиц формируется трехфазная структура, состоящая из частицы цементита неправильной формы (неполностью растворившаяся глобула цементита), кристаллов пластинчатого мартенсита, расположенных в зерне остаточного аустенита. В результате последующей высокоскоростной кристаллизации в данном объеме формируется так называемая пластинчатая эвтектика, состоящая из чередующихся пластин феррита и аустенита.

ЭВОЛЮЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЙ НА СЖАТИЕ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Павлович Т., Климанек П., Масимов М.

Технический Университет Горная Академия Фрайберг, Институт металловедения, D-09596 Фрайберг, Германия pavlovit@ww.tu-freiberg.de

Пластическая деформация металлов с высокой и средней энергией дефектов упаковки характеризуется развитой дислокационной субструктурой и поворотами кристаллической решетки (дислокационные стенки, субграницы, полосы деформации) [1, 2].

Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и картины дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) были изучены субструктурные изменения, происходящие в процессе пластической деформации путем сжатия, для (110) ориентированных монокристаллов и поликристаллов алюминия.

Исследования проводились после испытаний на сжатие цилиндрических образцов со скоростями деформации 10^{-2} с⁻¹ и 1 с⁻¹ для поли и монокристаллов сответственно, при комнатной температуре с различными степенями деформации.

В поликристаллах аллюминия (99,5%) в исходном состоянии со средним размером зерна $d \approx 40$ µм преобладает <001> компонента текстуры волочения, которая доминирует до ε < 0,3. С увеличением степени деформации в образцах проебладает <110> компонента текстуры сжатия гранецентрированных материалов. Уширение рентгеновских линий деформированных образцов, начиная с ε = 0,3, изменяется очень незначительно. Данное явление может быть объяснено как следствие динамического отдыха. Результаты ПЭМ и EBSD демонстрируют наличие развитой структуры деформации, а также наличие ротационных мод пластичности – дисклинаций [2], идентификация которых и определение мощности проводилось на основе метода, описанного в [3].

В случае монокристаллов со степенью деформации $\varepsilon = 0,5$ и 0,7 наблюдается ярко выраженная блочно–ячеистая структура. Средняя плотность дислокаций алюминия, определенная из анализа уширения рентгеновских пиков в радиальном направлении не превышает 8,7 10^{10} см⁻². Метод качающегося кристалла, основанный на анализе уширения рентгеновского пика в азимутальном направлении, позволяет рассчитать среднюю разориентировку по облучаемому объему. При расчете средних разориентировок для монокристаллов алюминия было выявлено, что учет фактора корреляции между соседними субзернами приводит к согласованию результатов, полученных методами EBSD и рентгеноструктурного анализа [4].

- 1. Рыбин В.В., Большие пластические деформации и разрушение металлов. Ме-таллургия, 1986. 221 с.
- 2. Klimanek P., Klemm V., Romanov A.E., Seefeldt M.// Adv. Eng. Materials 3 (2001) p.877-884
- Klemm V., Klimanek P., Motylenko M., Pavlovitch T., Straube H. Proc. French-Russia Symp. "Physics and Mechanics of Large Plastic Strains". St.Petersburg, Russia, June 4–7, 2002 p. 118-124
- 4. Masimov, M., Klimanek, P. Motylenko, M.: Submitted to Scripta Mater.

ЭВОЛЮЦИЯ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В ПЛАСТИНЕ ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭПФ

Вьюненко Ю. Н., Носковец А. А.*

Санкт-Петербургский государственный университет, * БГТУ, Санкт-Петербург vyunenko@dv10238.spb.edu

В рамках численного эксперимента исследовали распределение температуры в бесконечной пластине из материала с эффектом памяти формы при постоянной скорости нагрева и охлаждения с поверхностей. Эволюцию температуры U по толщине определяли решением уравнения:

$$\frac{\partial U}{\partial t} = a \frac{\partial^2 U}{\partial x^2} + \frac{\partial a}{\partial x} \frac{\partial U}{\partial x},$$

где $a = \frac{k}{c(U)\rho}$, c(U)- теплоемкость материала, ρ – плотность, k – коэффициент теп-

лопроводности. Температурную зависимость теплоемкости при изменении температуры аппроксимировали функцией:

$$c(U) = c_0 + c_1 \frac{(U - T_{\mu})(T_{\kappa} - U)}{(T_{\kappa} - T_{\mu})^2},$$

где *C*₀ и *C*₁ постоянные материала, *T*_{*H*} и *T*_{*K*} – температуры начала и конца превращения. Численные значения физических характеристик модельного материала были приняты равными соответствующим константам приблизительно эквиатомного сплава TiNi.

Полученные результаты показали, что переход от режима нагрева поверхности пластины к охлаждению может приводить к образованию в пластине сложной многослойной структуры. Происходит чередование слоев материала в мартенситном, гетерофазном и аустенитном состояниях. Показано, что высокие скорости нагрева поверхностей могут приводить к немонотонности изменения температуры внутри пластины. Расчеты показали, что с началом превращения на поверхности в приповерхностных областях возможно понижение температуры из-за поглощения поступающего тепла в зоне трансформации кристаллической решетки. В аустенитном состоянии подобный результат обусловлен видимо быстрым возростанием коэффициента температуропроводности материала по окончанию фазового перехода. Такие изменения температуры могут существенно влиять на подвижность некоторых носителей пластической деформации [1]. При анализе эволюции температурного поля обнаруживается, что динамика границы гетерофазного состояния материала коррелирует со SMART-эффектом.

Список литературы

1. Вьюненко Ю.Н. Инициирование деформационных процессов ЭПФ дисбалансом внутренних напряжений. Вестник ТГУ, т.8, вып.4, 2003, с.561-562.

РОЛЬ ДИССИПАТИВНЫХ ПРОЦЕССОВ В ОЦЕНКЕ ЛОКАЛЬНОГО ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ

Левин Д. М., Чуканов А. Н., Беляев В. В.

Тульский государственный университет, Тула, Россия levin@physics.tsu.tula.ru

Для теоретической оценки прочности материала при неоднородном напряженном состоянии в окрестностях концентратора в механике разрушения используют градиентный подход, оперирующий понятием локального предела прочности (градиентный критерий прочности), и оценку специальных эквивалентных напряжений (удельная рассеянная энергия). Такие подходы требуют существенных ограничений: специальных образцов и программ нагружения для воспроизведения полей напряжений с учетом их концентрации и градиента; невозможность учета массо- и теплообмена в материале, сложность учета структурных изменений (развитие структурных дефектов). Определение, согласно механике повреждаемости, относительной площади трещин или пор, эволюционирующих в очаге разрушения, невозможно до разрушения и затруднено из-за неопределенности исходного кинетического уравнения статистической физики.

Реальный и близкий к практике путь обоснованного прогноза предельного состояния, локальной поврежденности и возможного катастрофического разрушения экспериментальное определение стандартных характеристик механических свойств, используемых в расчетах прочности, на образцах, имеющих уровень поврежденности, соответствующий натурным условиям эксплуатации. Необходимо осуществить предварительную имитацию процесса накопления контролируемого уровня повреждений в ходе ускоренных испытаний образцов в лабораторных условиях. Для этого нужен критерий эквивалентности, позволяющий сравнить состояния материала с разными уровнями поврежденности.

Предельность состояния металла - как способность к релаксации внутренних пиковых напряжений посредством микропластической деформации (пластическая аккомодация) при реализации структурно-кинетического условия сплошности деформации – адекватно описывается изменением параметров его внутреннего рассеяния. При исчерпании запаса локальной пластичности релаксация идет за счет развития внутренних поверхностей. Это приводит к смене механизмов рассеяния и формированию характерных неупругих эффектов.

В работе предлагается использовать в качестве меры развития локального предельного состояния (ЛПС) и критерия эквивалентности поврежденности совокупность параметров характерных эффектов внутреннего трения (ВТ), связанных с переходом материала в состояние предразрушения. Комплексный анализ микроструктуры, параметров ВТ и деструкции, а также стандартных и нестандартных характеристик механических свойств подтвердил обоснованность использования релаксационных критериев ЛПС как меры текущей и накопленной поврежденности железо - углеродистых сплавов. Показана дополнительная возможность сравнения масштабов поврежденности, достигнутой различными методами (деформирование, коррозионное воздействие), оценкой энергетических характеристиках релаксационных процессов, предваряющих развитие локального разрушения.

РОСТ ТРЕЩИН В СПЛАВАХ ТИТАНА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ХОЛОДНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Фишгойт А. В., Демидов А. Г., Гринберг В. А.

Центральный институт авиационного моторостроения (ЦИАМ), Москва, <u>fishgoit@rambler.ru</u>

При нагружении материала с трещиной перед вершиной трещины происходит пластическая деформация металла. В пластической зоне повышается плотность дислокаций, а также происходит их скопление у препятствий – границ зерен и фаз, где нарушается сплошность материала. Кроме того, поля напряжений дислокаций складываются с полем у вершины трещины. В результате при достижении критического значения КИН - К_{IC} под действием напряжений у вершины трещины участки с максимальной плотностью дислокаций разрушаются. На их месте зарождаются поры, которые растут и соединяются с вершиной трещины, что приводит к ее распространению.

В случае постоянного $K_I < K_{IC}$ плотность дислокаций, вышедших к препятствиям, недостаточна для зарождения пор. Однако за пластическим течением следуют процессы ползучести, при которых плотность дислокаций у препятствий увеличивается и через время τ может достигнуть величины, необходимой для образования пор. Тогда трещина продвигается на отрезок *d*, равный расстоянию от ее вершины до ближайшего препятствия. Затем процесс повторяется. Таким образом, скорость роста трещины w = d/t.

Приведены экспериментальные данные по скорости роста трещин ползучести, полученные на титановом сплаве BT6.



С учетом предложенной модели и экспериментальных данных скорость трещины описывается следующим выражением:

$$w = A \frac{K_1^2}{K_c^2 - K_1^2} \frac{\beta}{1 + \beta t},$$

где А и β постоянные коэффициенты.

По-видимому, можно распространить приведенную схему также и на случай высокотемпературной ползучести и использовать ее для расчета скорости трещины при малоцикловом нагружении.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СЛОИСТЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ В КАЧЕСТВЕ МОДЕЛЬНЫХ ОБЪЕКТОВ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ

Клявин О. В., Никифоров А. В.

ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия <u>Klyavin@mail.ioffe.ru</u>

Надежность и широта использования композиционных материалов (КМ) в различных областях науки и техники упирается в знание и контроль параметров, повышающих механические свойства и предотвращающих преждевременное разрушение этих материалов. В настоящее время отсутствуют систематические исследования начальных стадий пластической деформации КМ на микроуровне ввиду наличия большого числа не контролируемых и взаимодействующих между собой параметров, отвечающих за формирование в них дефектной структуры. Эта задача может быть решена путем изучения закономерностей пластической деформации модельных композитов слоистых ионных монокристаллов (СМ) в физически однозначных и контролируемых условиях (1-2). В них основные механические параметры и дислокационная структура поддаются однозначной количественной оценке, а их число сведено к необходимому минимуму.

Исследования прочностных и пластических характеристик СМ показало, что примесные (армирующие) слои не выполняют функцию упрочняющих элементов (3-4). Причина подобного поведения СМ обусловлена спецификой дислокационной структуры пластических сдвигов в матрице, состоящих в основном из скоплений дислокаций одного знака. Методом фотоупругости показано, что в СМ появляются большие локальные напряжения в десятки раз превышающие внешние приложенные напряжения. Поэтому пластические сдвиги легко преодолевают армирующие слои, которые не являются для них эффективными препятствиями.

Полученные данные дают возможность контролировать уровень локальных внутренних напряжений в матрице за счет управления параметрами размножения и движения дислокаций различными методами, чтобы избежать появления дислокационных зарядов на границах раздела в КМ. Отсюда возникает фундаментальная задача управления релаксационными свойствами матрицы и границ раздела за счет изменения их внутренней структуры, состава и размеров с целью предотвращения преждевременного разрушения КМ.

Обсуждаются перспективы использования СМ для комбинированного изучения физико-механических характеристик КМ с целью разработки физико-механических принципов подбора прочностных параметров их армирующих элементов, исходной структуры матрицы и границ раздела и обоснования физико-механического критерия прогнозирования механических свойств этих материалов, а также выработки рекомендаций для их практического использования.

Проект поддержан РФФИ (04-01-00877).

- 1. А.В.Никифоров, О.В.Клявин, М.Мухамеджанова, Ю.Г.Носов, П.И.Антонов. ФТТ **25**, 2, 485 (1987).
- 2. А.В.Никифоров, О.В.Клявин, М.Мухамеджанова, Ю.Г.Носов. ФТТ **25**, 12, 3611 (1987).
- 3. А.В.Никифоров, О.В.Клявин. ФТТ **38**, 9, 2770 (1996).
- 4. А.В.Никифоров, О.В.Клявин. ФТТ **38**, 9, 2744 (1996).

АНАЛИЗ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРОПОДОБНЫХ СМАЗОЧНЫХ СЛОЕВ НАНОМЕТРОВОГО МАСШТАБА

Дюжев А. А. ¹⁾, Короткевич С. В.²⁾, Соловей Н. Ф.¹⁾

РКУП «ГСКБ по кормоуборочной и зерноуборочной технике»;
 Государственное научное учреждение институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАНБ, Гомель, Беларусь

Прочностные свойства поверхностных слоев во многом определяют режим трения и изнашивания трибосистемы. Многообразие физико-химических процессов в контактной зоне, протекающих на фоне непосредственного механического взаимодействия поверхностей или через смазочную среду, требует использования новых тонких методов физического исследования для их понимания и изучения. Разделение контактных поверхностей и предохранение их от задира и схватывания является основной функцией смазочного материала. Мономолекулярные смазочные слои могут выдерживать контактные давления до 0,5 ГПа, что сопоставимо с микротвердостью некоторых металлов. Структура, химический состав, каталитическое воздействие поверхности металлов, а также режимы трения контактных поверхностей определяют прочностные, антифрикционные и противоизносные свойства граничных смазочных слоев ГСС. Несущая способность смазочных слоев нанометрового масштаба определяет во многом их трибофизические свойства. Поэтому актуально развитие объективных экспресс методов оценки прочностных свойств ГСС нанометрового масштаба.

Цель работы – исследование структуры, прочностных и фрикционных свойств граничных смазочных слоев, формируемых на поверхности стали, для оценки их триботехнической эффективности.

В качестве объектов исследования выступали: вазелиновое масло BM (базовое масло) с антиокислительными и антифрикционными присадками алкенилсукцинимида (АСИ) 1 мас. %, диизоалкилдитикарбамата молибдена (ВМ+АСИ+ДТКМо) 1 мас. %, наночастиц MoS₃ (ВМ+АСИ+ MoS₃) в матрице алкенилсукцинимида 1 мас. %.

Методами трибометрии, электрофизического зондирования и сканирующей зондовой микроскопии изучена структура, прочностные, антифрикционные и противоизносные свойства ГСС.

В режиме сканирования профиля поверхности и в режиме выявления фазовой структуры поверхности методом атомно-силовой микроскопии исследована структура, параметры топографии хемосорбированных слоёв смазочных материалов, формируемых при контакте с нагретой до 200°С поверхностью стали. Методом атомно-силовой микроскопии осуществлена оценка эффективности действия ингибиторов окисления углеводородов. Методом профилометрии установлено влияние антиокислительных присадок на изменение толщины хемосорбированных смазочных слоев. Показано, что чем выше антиокислительные свойства присадки, тем тоньше формируемая на поверхности стали хемосорбированная пленка и выше её антифрикционные и противоизносных, антифрикционных и противоизносных свойств можно выстроить в ряд: BM, BM+ACH+ДТКМо, BM+ACH+MoS.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫПЛАВКИ И ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВОВ Fe-Si

Алешин Д. Н.¹⁾, Глезер А. М.²⁾, Громов В. Е.¹⁾, Коновалов С. В.¹⁾

¹⁾ Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

²⁾ ЦНИИ ЧерМет им. И.П. Бардина, Москва, Россия

Известно, что сплавы Fe-Si с высоким содержанием кремния (около 6%) имеют склонность к образованию крупнозернистой структуры. Между тем, уменьшение размера зерна в этих сплавах ведет к снижению температурного порога хладноломкости T_{xp} и, следовательно, к возможности успешно осуществлять пластическую деформацию при более низких температурах.

С целью снижения размера зерна в сплаве Fe-6 % Si перед теплой прокаткой в данной работе использовалось два эффективных способа мелкозернистой структуры: регулирование скорости затвердевания расплава в изложнице и модифицирование химического состава. В качестве модификатора был использован церий, введение которого в расплав приводит к образованию дисперсных частиц.

Выплавка заготовок сплава Fe-6 % Si для последующей деформации проводилась в вакуумной печи в тигле из Al₂O₃. Шихтой служило карбонильное железо и кремний марки Кр-0. В качестве раскислителя использовался SiCa. Регулирование скорости затвердевания расплава в металлическом кокиле проводилось за счет изменения толщины стенок кокиля и за счет изменения температуры разливки. Было установлено, что температура разливки играет более важную роль, нежели толщина стенок кокиля, и что зона транскристаллизации слитка уменьшается с понижением температуры разливки.

Без использования модификатора путем повышения скорости кристаллизации удалось снизить размер зерна в слитке до 100 мкм вместо обычно наблюдаемого размера 300-400 мкм. Дополнительное введение в расплав церия позволило снизить размер зерна в слитке до 50 мкм. Размер слитка после выплавки (15х80х100 мм) специально был выбран таким, чтобы избежать операции ковки, в результате которой могло произойти резкое неконтролируемое увеличение размера зерна. По этой же причине была исключена операция горячей прокатки.

Теплая прокатка сутунок проводилась на стане дуо при температуре начала прокатки 600°С. Прокатка осуществлялась до толщины 2,5 мм без промежуточного подогрева в три прохода. За счет охлаждения холодными валками и остывания раската в процессе прокатки последний проход осуществлялся при температуре 550-570°. Установлено, что мелкозернистость способствует повышению технологичности сплава. Так образцы с размером зерна 50 мкм имеют ровные кромки и не обнаруживают трещин. Напротив, подкат с исходным размером зерна 100 мкм имеет рваные кромки и обнаруживает некоторое количество трещин.

При исследовании методом просвечивающей электронной микроскопии микроструктуры сплава Fe-6 % Si с исходным размером зерна 50 мкм после теплой прокатки установлены субзерна, сформировавшиеся в процессе высокотемпературной деформации, размером не более 3-4 мкм. Полученное структурное состояние позволяло надеяться на успешное осуществление операции холодной прокатки, которая проводилась с предварительным подогревом до 300°C на толщину 0,7 мм в четыре прохода без промежуточных подогревов. В результате проведенных экспериментов были получены холоднокатаные полосы сплава Fe-6 % Si, имевшие удовлетворительную геометрию и качество поверхности.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ УПОРЯДОЧЕННЫХ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ОДНООСНОМУ ИЛИ ВСЕСТОРОННЕМУ СЖАТИЮ

Баранов М. А., Черных Е. В., Дубов Е. А., Старостенков М. Д.

Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия, genphys@agtu.secna.ru

При обработке металлов и сплавов необходимо воздействие на них высокими давлениями. В результате такого воздействия материалы испытывают пластическую деформацию, в процессе которой возникают разнообразные дефекты, в том числе и плоские. Некоторые из этих дефектов могут оказаться энергетически выгодными. Результаты воздействия высоких давлений на материал, как правило, удается наблюдать только после снятия внешних нагрузок. Понимание же процессов, которые происходят в кристаллах, может быть достигнуто путем построения как адекватных моделей кристалла, так и процессов, симулирующих высокие давления.

Предлагаемая модель, как и большинство эмпирических моделей [1, 2], строится на основе данных о сплавах, их компонентах, находящихся в равновесном состоянии. В этой связи экстраполяция результатов на высокие давления может быть проведена, исходя из свойств равновесного кристалла. Состояние кристаллической решетки вблизи плоского дефекта характеризуется как энергией образования, так и локальной структурой распределения атомов вблизи него. Энергия образования плоского дефекта рассчитывается в традиционном подходе [3]. В компьютерном эксперименте исследуемый блок кристалла представлялся упаковкой 80 плоскостей определенной ориентации. За пределами 80 плоскостей с каждого края добавлялось по 20 атомных плоскостей, к которым прикладывались жесткие граничные условия. В перпендикулярных направлениях к блоку кристалла прикладывались периодические граничные условия. Давление в кристалле задавалось посредством изменения на соответствующую величину параметра решетки кристалла. После достижения определенного давления упаковка 20 плоскостей жестко фиксировалась. Релаксация кристалла при определенном давлении конечной конфигурации выполнялась по методу вариационной квазистатики. Атомам в блоке кристалла из 80 плоскостей позволялось смещаться до достижения минимума его потенциальной энергии при температуре, соответствующей ОК.

С использованием модели парных межатомных потенциалов, обеспечивающих стабильность сверхструктур D0₁₉ и D0₂₄, рассчитаны атомные конфигурации и энергии образования плоских дефектов различной ориентации. Получены зависимости энергии образования плоских дефектов от величины давления, приложенного вдоль главной оси кристалла, и величины давления всестороннего сжатия. Проведенные исследования показали возможность структурных и сверхструктурных фазовых переходов в рассматриваемых сплавах в зависимости от типа и характера внешнего деформационного воздействия на материал.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования Российской Федерации PD 02-1.2-31.

- 1. Girifalco L.A., Weizer V.G., Phys. Rev. 1959. v. 114. p. 687-698.
- 2. Foiles S.M., Daw M.S., Sandia, Sand 86-8874, 1987.
- Baranov M.A., Starostenkov M.D., Nikiforov A.G., Computation Mat. Science. 1999. v. 14. iss.1-4. p. 43-47.

БИОДЕСТРУКЦИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА

Власова Г. М., Сыцко В. Е.

УО «Белорусский торгово-экономический университет потребительской кооперации», г. Гомель, Беларусь, vlaga@newmail.ru

Обострение глобальной экологической проблемы, произошедшее в середине XX в., выдвинуло утилизацию полимерных отходов в число приоритетных задач материаловедения и инженерной экологии [1-2]. Для снижения остроты этой проблемы в 70-е годы XX в. были разработаны полимерные композиты, ускоренно деструктирующие под воздействием факторов окружающей среды. Такие композиты привлекательны по технико-экономическим критериям, т.к. не требуют синтеза новых полимерных связующих, технологичны при переработке на стандартном оборудовании и позволяют вернуть в сферу производства большую группу органических отходов.

В настоящей работе изучена деструкция почвенными микроорганизмами композиционных пленок на основе термопластов, модифицированных полисахаридами (крахмалом и др.). Пленочные образцы помещали в пахотную почву, удобренную органоминеральными удобрениями, на глубину до 5 см (аэробные) или 15-30 см (анаэробные условия). С помощью комплекса физических, физико-химических, микробиологических методов исследовали кинетику изменения физико-механических характеристик, микро- и молекулярной структуры пленочных образцов.

В процессе испытаний исходная структура образцов претерпевает существенные изменения. Как в аэробных, так и в анаэробных условиях имеют место потеря массы, образование пор и растрескивание материала. Разрушающее напряжение при растяжении пленок из немодифицированного полиэтилена при экспозиции в почве экспоненциально увеличивается, по-видимому, за счет вторичной кристаллизации и миграции технологических добавок. Этот показатель прочности композиционных пленочных образцов, наоборот, существенно снижается, что свидетельствует о начале процесса биодеструкции материалов. Данный вывод подтверждают и результаты структурных исследований. Оптико- и электронно-микроскопические снимки иллюстрируют характерное распределение нитей и конидиальных головок грибов, а также скоплений бактериальных клеток на поверхности пленок. В ИК-спектрах пленок отмечается снижение интенсивности пиков поглощения, соответствующих полисахаридному компоненту, и увеличение поглощения в областях спектра, отвечающих окисленным формам полимера.

Таким образом, исследуемые композиты подвергаются интенсивной биодеструкции под действием почвенных микроорганизмов и могут быть утилизированы при закапывании в почву в короткие сроки без вредных экологических последствий.

- 1. Degradable polymers, G. Scott and D. Gilead (ed.), Chapman & Hall, London, 1995.
- 2. Recycling and Recovery of Plastics, J. Brandrup (ed.), American Technical Publishers Ltd., Hitchin, 1996.
УДК 666.01

ОЦЕНКА АНИЗОТРОПИИ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ИСХОДНОЙ КЕРАМИЧЕСКОЙ МАССЫ

Осипов С. Н. ¹⁾, Ивановский И. К. ¹⁾, Билык В. А. ²⁾

¹⁾ Белорусский национальный технический университет ²⁾ ГНУ «Институт тепло и массообмена им. А.В.Лыкова НАН Беларуси»

Важным следствием теории хрупкого разрушения тел за счет образования трещин А.А.Гриффитса является то, что прочность является по характеру статистической величиной и сильно зависит от анизотропии прочностных свойств, которая, в свою очередь, может характеризоваться величиной относительного коэффициента вариации (К_{в.о.}) прочности.

При формовании керамических изделий из исходной композитной массы, даже обладающей определенной пластичностью, под действием неравномерных формовочных напряжений усиливается анизотропия прочностных свойств, что способствует образованию поверхностных и внутренних дефектов при сушке и обжиге. Как показали исследования керамической массы на основе лукомльской глины с гранитным отсевом (1700 определений), распределения значений предельной пластической прочности, измеренной по методу П.А.Ребиндера до формования и после, в зависимости от условий имеют одновершинный вид от нормального до экспоненциального. С ростом влажности (увеличение пластичности) и гомогенизации формовочной массы распределение значений пластической прочности все более приближается к нормальному.

В диапазоне средней предельной пластической прочности \overline{P}_m =0.16...1.44 МПа при использовании всех серий измерений с разной влажностью изменение значений $K_{B.0.}$ составляет от 0.3 до 0.55, т.е. весьма существенное. При этом с ростом \overline{P}_m четко прослеживается линейное увеличение Кв.о., характеризуемое коэффициентом корреляции r=0.683, что указывает на примерно 50% влияние \overline{P}_m . Следовательно, рост предельной величины пластической прочности при силовом формовании исходных композитных керамических масс приводит к росту анизотропии прочностных свойств, что вызвано, по-видимому, резким увеличением давления формования. В случае осреднения отдельных значений измерений P_m для каждой нагрузки при одном положении конуса П.А.Ребиндера значения К_{в.о.} в сериях уменьшаются примерно в 2 раза и составляют К_{в.о.}=0.14...0.32, увеличиваясь с ростом \overline{P}_m . Статистический анализ результатов определения средних значений пределов прочности на сжатие $\bar{\sigma}_{c \kappa}$ и разрыв $\bar{\sigma}_{p}$, а также К_{в.о.} при испытании 233 и 176 образцов разных хрупких пород рудных месторождений, взятых в различных условиях при общем изменении $\bar{\sigma}_{cm}$ от 2 до 300 МПа, показал, что предельные значения K_{в.о.} достигают 0.4 и более (например, при $\overline{\sigma}_{cm}$ =2 МПа $K_{B.0.}$ =0.57), но с ростом $\overline{\sigma}_{coc}$ средние значения $K_{B.0.}$ уменьшаются с 0.23 до 0.12. При этом коэффициент корреляции для $K_{B.0}=f(\overline{\sigma}_{cm})$ составил 0.26, а для $K_{B.0}=f(\overline{\sigma}_{p})$ всего 0.18, что свидетельствует об отсутствии существенного влияния прочности при заметном тренде.

Средние значения $\overline{\sigma}_{cm}$ =121 МПа и $\overline{\sigma}_{p}$ =12,6 МПа указывают на правильность мнения У.Д.Кингери о влиянии трещин А.А.Гриффитса на резкое (на порядок) уменьшение прочности хрупких тел при растяжении.

Отмеченное качественное различие во влиянии изменения прочностных свойств на величину К_{в.о.} при проявлении пластичности и ее отсутствии свидетельствует о разнообразии физических процессов, протекающих в образцах в зависимости от метода и интенсивности воздействия на испытуемую керамическую массу в зависимости от ее свойств.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДИСПЕРСИОННОТВЕРДЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С АЗОТОМ

Наркевич Н. А., Зуев Л. Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, root@ispms.tomsk.ru

Высокоазотистые хромо-марганцевые стали интенсивно упрочняются при холодной пластической деформации и дисперсионном твердении. Комплекс механических и технологических свойств, определяющих возможность и направление их применения в качестве конструкционных материалов, зависит от структуры, фазового состава морфологии и характера распределения упрочняющих дисперсных фаз.

В работе проведено систематическое исследование структуры и механических свойств высокоазотистых аустенитных сталей после различных режимов термической и механотермической обработок в разных температурно-скоростных условиях деформирования.

Исследованы зависимости пределов прочности, текучести, коэффициента деформационного упрочнения и пластичности от степени обжатия при холодной прокатке, а также прочностные свойства в зависимости от скорости деформирования в диапазоне от 4,62*10⁻⁵ до 4,63*10⁻² с⁻¹ при испытаниях на статическое растяжение.

Определены оптимальные режимы механотермообработки, позволяющие формировать структуру, обеспечивающую комплекс высоких прочностных свойств сталей с разным содержанием азота и ванадия и аустенитной матрицей.

Установлено, что оптимальным для горячего деформирования ванадийсодержащих сталей является дисперсноупрочненное состояние с содержанием нитридной фазы ≈30%. Определены температурно-скоростные условия деформирования, необходимые для проявления сверхпластичности.

УДК 539.43

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩИХ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ

Наркевич Н. А., Гальченко Н. К.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, root@ispms.tomsk.ru

Пластичность является одной из важнейших характеристик технологических свойств материала. При разработке принципов регулирования пластичности необходимо учитывать следующие аспекты: во-первых, влияние множества структурообразующих факторов на поведение материала при последующей пластической деформации; во-вторых, влияние собственно условий деформирования – температуры, скорости, технологической схемы и т.д. Выяснению влияния различных режимов дисперсионного твердения на пластичность высокоазотистых сталей, а также определению температурно-скоростных условий деформирования, позволяющих существенно ее повышать, посвящена эта работа.

Испытаниям подвергались высокоазотистые аустенитные хромомарганцевые стали, содержащие разное количество ванадия и азота, хим. состав в мас.% приведен в таблице:

| | сталь | С | Cr | Ν | Mn | Si | V | S | Р |
|----|-----------|------|------|------|-------|------|------|-------|------|
| 1. | Χ17ΑΓ18Φ2 | 0,22 | 19,6 | 0,8 | 19,71 | 0,83 | 1,92 | 0,006 | 0,02 |
| 2. | Χ17ΑΓ18Φ3 | 0,24 | 19,8 | 0,92 | 21,3 | 0,69 | 2,52 | 0,007 | 0,03 |
| 3. | Χ17ΑΓ18Φ5 | 0,51 | 18,6 | 1,14 | 18,98 | 1,22 | 4,7 | 0,008 | 0,03 |
| | | | | | | | | | |

Пластичность оценивали по относительному удлинению δ плоских образцов при испытаниях на растяжение в температурном интервале 900-1000⁰C. Коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения *m* определяли по методу Бэкофена, ступенчато изменяя скорость деформирования в диапазоне 5×10⁻⁵-2×10⁻¹ с⁻¹. Предварительной обработкой задавали структуры, различающиеся объемной долей нитридной фазы: в деформированном состоянии с первичными нитридами (≤5%) и после механотермической обработки (≈30%).

Анализ деформируемости стали X20АГ20Ф3 после механотермической обработки, формирующей структуру с непрерывно выделившимися частицами нитридов хрома и ванадия, показал, что зависимость пластичности от температуры испытаний имеет вид кривой с максимумом, рис.1.

Предел прочности с увеличением температуры испытаний непрерывно падает. Сочетанию высоких значений пластичности ($\delta = 240\%$) и предела прочности ($\sigma_{\rm B} = 580$ МПа) соответствует температура испытаний 950°С. Исследовано изменение высокотемпературной пластичности сталей от содержания ванадия и азота, и, следовательно, объемной доли нитридной фазы. Повышение содержания ванадия от 1,92 до 4,7% и азота от 0,8 до 1,14% повышает пластичность от 42 до 157,3% в случае испытаний предварительно деформированных сталей и от 43 до 239% при испытаниях сталей после механотермической обработки, рис.2.



Рис.1 Зависимость механических свойств стали X20AГ20Ф3, предварительно закаленной от 1100⁰С, прокатанной с обжатием $\varepsilon = 50\%$ и состаренной при 700⁰С в течение 1 часа от температуры испытаний.

Рис.2. Зависимость относительного удлинения δ высокоазотистых сталей, испытанных при 950°С, после обработок по схемам: закалка от 1100°С+холодная прокатка с $\varepsilon = 50\% - \mathbf{o}$ и закалка от 1100°С+холодная прокатка с $\varepsilon = 50\% +$ старение при 700°С в течение 1 часа – • от содержания в них ванадия.

В наибольшей мере эффект сверхпластичности выражен в стали Х20АГ20Ф5. При низких температурах деформирования, исключающих рекристаллизацию, увеличение объемной доли нитридных фаз в высокоазотистых сталях приводит к повышению прочностных характеристик (предела прочности, предела текучести, коэффициента деформационного упрочнения) и снижению пластичности [1,2]. Согласно [3], увеличение объемной доли упрочняющей дисперсной фазы обеспечивает высокую прочность двухфазных сплавов при низких температурах формоизменения и проявление эффекта сверхпластичности при горячей деформации. В нашей работе в исследуемых материалах предварительной обработкой задавалась структура с различной объемной долей частиц нитридов. В первом случае в холоднодеформированных сталях их объемная доля не превышала 5%. Это первичные частицы нитридов ванадия, размерами 0,15-0,8 мкм, образующиеся при охлаждении слитков и не растворяющиеся при последующей термообработке. В процессе холодной прокатки с обжатием $\varepsilon = 50\%$ формируется дислокационная структура с высокими непрерывными и дискретными разориентировками в аустенитной матрице, содержащей множество деформационных двойников [4,5], при этом в структуре нитридов ванадия наблюдались лишь отдельные дислокации. Во втором случае холоднодеформированные стали старили, при этом формировалась ультрамелкозернистая структура с размерами аустенитных зерен ≤ 3 мкм с первичным частицами нитридов ванадия и вторичными выделениями глобулярных частиц нитридов хрома и ванадия. В результате такой обработки объемная доля нитридных частиц увеличивается до ≈30%. В работах [6,7] показано, что после длительного, порядка 100 часов, отжига такая структура подобна «микродуплексной». Эффект сверхпластичности в исследуемых сталях проявляется при определенных температурно-скоростных условиях деформирования. Оптимальная скорость деформирования, соответствующая макси-



мальному значению *m*, с увеличением содержания ванадия и азота сдвигается в сторону ее увеличения, рис.3.

Рис.3 Зависимость показателя скоростной чувствительности *m* от скорости деформирования при 900^{0} C – о, 950^{0} C – • сталей Х20АГ20Ф2 (1), Х20АГ20Ф3 (2), Х20АГ20Ф5 (3), обработанных по схемам: закалка от 1100^{0} C + холодная прокатка с $\varepsilon = 50\%$ (а) и закалка от 1100^{0} C + холодная прокатка с $\varepsilon = 50\%$ (а) и закалка от 1100^{0} C + холодная прокатка с $\varepsilon = 50\%$ + старение при 700^{0} C в течение 1 часа (б).

Выявленные закономерности касаются ванадийсодержащих сталей, как деформационноупрочненных, так и подвергнутых механотермической обработке перед высокотемпературными испытаниями. Полученные высокие значения пластичности (до 239%) и показателя скоростной чувствительности напряжения течения *m* (до 0,45-0,5) в ванадийсодержащих сталях обусловлены, по-видимому, несколькими факторами, одним из которых является повышенная диффузионная подвижность атомов азота, имеющих малый радиус атома и занимающих позиции внедрения в решетке аустенитной матрицы. Кроме того, диффузионные процессы наиболее полно и эффективно протекают в этих материалах в силу самой природы дисперсноупрочненных сталей, в которых при деформировании возникают более значительные напряжения, чем в однофазных материалах [3], причем, с увеличением объемной доли нитридной фазы увеличивается протяженность межфазных границ, что обусловливает действие значительных напряжений. На заключительной стадии сверхпластической деформации по границам раздела матрица-нитрид из-за существенных различий в их механических свойствах образуются поры. Возможно, появление пор обеспечивает условия для более легкого, чем в сплошном поликристалле, зернограничного проскальзывания [6,8], хотя, по данным [9], проскальзывание по межфазной большеугловой границе возможно и соответствует классическим представлениям о механизмах деформации.

На основании исследования деформационного рельефа можно предположить, что одним из главных процессов, обеспечивающих основной вклад в общее удлинение, является зернограничное проскальзывание и проскальзывание по межфазным границам. Величина межзеренного сдвига в зоне разрушения, определенная по разности фокусировки на соседние зерна, составляет 1-2 мкм, то есть по величине соизмерима с размерами самих зерен.

Резюмируя, можно сказать, что максимальные значения пластичности в ванадийсодержащих аустенитных высокоазотистых сталях получаются при температуре деформирования 950° С. Проявление эффекта сверхпластичности выражается тем больше, чем больше объемная доля дисперсных частиц нитридной фазы. Относительное удлинение δ и величина показателя скоростной чувствительности напряжения течения *m* в стали, предварительно состаренной выше, чем в случае развития дисперсионного твердения непосредственно в процессе высокотемпературного деформирования. Повидимому, это связано со стабилизирующим величину зерна влиянием частиц нитридов, выделяющихся при старении при 700[°]C. При 950[°]C рекристаллизация значительно опережает процесс дисперсионного твердения, инкубационный период зарождения нитридов значительно больше, а скорость их роста меньше, чем при 700[°]C.

Список литературы

- 1. Дубовик Н.А., Зуев Л.Б., Пак В.Е. Влияние режимов механотермической обработки на коэффициент деформационного упрочнения аустенитных сталей с азотом // Изв. вузов. Черная металлургия. 1997. №12. С.35-37.
- 2. Зуев Л.Б., Дубовик Н.А., Пак В.Е. О природе упрочнения высокоазотистых сталей на основе железохромомарганцевого аустенита //Изв. вузов. Черная металлургия. №10. С.61-64.
- 3. Шоршоров М.Х., Тихонов А.С., Булат С.И., Гуров К.П., Надирашвили Н.И., Антипов В.И. Сверхпластичность металлических материалов. М.:Наука. 1973. 220 с.
- 4. Дубовик Н.А., Зуев Л.Б. Эволюция дислокационной структуры в высокоазотистых аустенитных сталях // Изв. вузов. Черная металлургия. 1992. №4.С.34-37.
- 5. Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Гирсова С.Л., Нестеренков В.А., Овчинников С.В., Строкатов Р.Д., Дубовик Н.А. Особенности переориентации кристаллической решетки и механизм локализации деформации в высокоазотистых аустенитных сталях в условиях их фазовой нестабильности в полях неоднородных напряжений // Физическая мезомеханика. 2000. Т.З №3 С.5-14.
- 6. Гальченко Н.К., Строкатов Р.Д., Радашин М.В. Сверхпластичность высокоазотистых аустенитных сталей // Металлы. 1999. №3. С.91-94.
- Полетика И.М., Суховаров В.Ф., Панин В.Е., Тимофеев В.Н. Исследование процессов распада и рекристаллизации в высокоазотистых хромоникелевых сталях // ФММ. Т.57. 1984. С.981-984.
- Кузнецова Р.И., Жуков Н.Н. Порообразование при сверхпластичности // ФММ.1977. Т.44. вып.6. С.1277-1281.
- 9. Джифкинс Р.К. Атомный механизм разрушения. М.:Металлургиздат. 1963. 593 с.

УДК 669.0.46.539.382.2.

ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Пискаленко В. В., Конева Н. А.*, Зуев Л. Б.**, Данилов В. И.**, Целлермаер В. Я., Громов В. Е., Коновалов С. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

* Томский Государственный архитектурно-строительный университет, Россия, Томск

** Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск

Решение проблемы надежной безотказной службы теплоэнергетического оборудования имеет важное народно-хозяйственное значение. Для этого необходим постоянный неразрушающий контроль за дефектами и их развитием. Деградация механических свойств металла при эксплуатации определяется изменениями в структурно-фазовых состояниях. В связи с этим актуальной является задача исследования изменения структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры и механических свойств сталей теплоэнергетического оборудования в процессе длительной работы для установления физической природы их деградации и разработки рекомендаций по надежной безопасной эксплуатации. В настоящей работе выполнен комплекс исследований структурно фазовых состояний и механических свойств разных котельных сталей при эксплуатации.

Было установлено, что в сталях 10 и 15К при эксплуатации происходит заметное снижение прочностных свойств: пределов текучести и прочности. Причем этот процесс существенно интенсифицируется при повышении рабочей температуры. За 3 года эксплуатации при 450°С снижение $\sigma_{\rm T}$ произошло на 31% по отношению к исходному значению, а $\sigma_{\rm B}$ – на 28%. В то же время после эксплуатации в течение 6 лет, но при 300°С, $\sigma_{\rm T}$ уменьшился на 15%, а $\sigma_{\rm B}$ – на 20%. Что касается ударной вязкости, то ее значения во всех случаях превышали требования ГОСТ 5520-79, мало изменяясь в соответствии со сроком службы. Понижение температуры испытания на ударную вязкость до –40°С к существенному уменьшению этой характеристики не привело. Следует отметить неоднозначное поведение характеристик пластичности. Общая тенденция соответствует возрастанию пластичности, но после 6 лет эксплуатации при 300°С значение относительного удлинения до разрыва оказалось идентичным исходному, а относительное сужение вообще уменьшилось.

За время пятилетней эксплуатации в стали 10 уменьшилась объемная доля перлитных зерен и их размер, а размер ферритных зерен возрос [1]. Среди сохранившегося перлита доля несовершенных перлитных частиц возросла. Вследствие фазовой перекристаллизации значительная часть цементита из разрушенных перлитных зерен переместилась на границы ферритных зерен, образовав там прослойки. Плотность дислокаций в феррите и перлите возросла, по-видимому, из-за переноса углерода через твердый раствор (табл.1). При этом тип дислокационной структуры остался неизменным [2].

На стали 12Х1МФ были проведены исследования после модельных термобароциклических испытаний в среде с вредными органическими добавками. Цикл состоял в нагреве и выдержке до выбранной температуры в течение 8 часов при давлении 14 МПа с последующим охлаждением в течение 16 часов. Варьировалось число циклов и состав органических добавок. Исследовались образцы после 93 циклов с добавками поверхностно-активных веществ (ПАВ) с нагревом до 540°С и образцы после 211 циклов с добавками трикрезилфосфата с нагревом до 640°С. Для сравнения исследовались образцы в состоянии поставки (без термобароциклирования).

| Состояние | d _{cp} , мкм феррит | d _{ep} , мкм перлит | d _{cp} , мкм средн | Р _V перлит | Fe ₃ C выч из Р _V | р.10 ⁻⁹ , см ⁻² общая | р.10 ⁻⁹ , см ⁻² перлит | р.10 ⁻⁹ , см ⁻² феррит |
|-------------|---------------------------------|---------------------------------|--------------------------------|--------------------------|--|--|---|---|
| исх. | 12,85 | 8,24 | 11,64 | 0,16 | 0,032 | 3,9 | 2,2 | 5,6 |
| после 5 лет | 14,63 | 4,63 | 14,23 | 0,05 | 0,009 | 4,9 | 3,3 | 6,7 |

Таблица 1. Параметры дислокационной структуры и размеров зерен в стали 10К

На металлографических изображениях стали 12Х1МФ после 93 циклов с добавками ПАВ видно, что границы зерен более изогнуты, чем в исходном состоянии. Зерна перлита неоднородно распределены по образцу (рис. 1). Объемная доля перлита уменьшилась, что указывает на идущие при термобароциклировании фазовые превращения и перераспределение углерода. Происходит разрушение пластин цементита в теле зерна перлита, одновременно происходит образование частиц цементита по границам зерен. В теле исходного зерна наблюдается зарождение нового зерна. После увеличения циклов до 211 с добавками трикрезилфосфата наблюдается некоторое уменьшение размеров перлитных зерен. Средний размер зерен по сравнению с размерами в исходном состоянии возрос, а по сравнению с состоянием после 93 циклов – уменьшился. Объемная доля перлита также уменьшилась по сравнению с исходным состоянием и с образцами, прошедшими 93 цикла.



Рис. 1. Металлографическое изображение поверхности стали 12Х1МФ после термоциклирования. Стрелками указаны границы зерен. Темные зерна-зерна перлита, светлые – зерна феррита: *а* – исходное состояние, *б* – после 93 циклов, *в* – после 211 циклов.

Из вышесказанного следует, что изменение размера зерен после 211 циклов связано с более интенсивной рекристаллизацией зерен. Это происходит потому, что циклирование проводилось при более высокой температуре. Можно предположить, что меньший размер перлитных зерен после 211 циклов связано с тем, что по границам зерен выстраиваются частицы карбидов, появившиеся вследствие распада перлита и из-за диффузии углерода при распаде органических загрязнителей. Образовавшиеся частицы карбидов могут препятствовать росту зерен [3].

Электронно-микроскопические исследования показывают, что в исходном состоянии и после 93 циклов структура цементитных колоний несовершенна, а после 211 циклов цементитные колонии разрушаются. Одновременно уменьшается объемная доля частиц цементита на границах зерен. Они распределены внутри и по границам зерен. Вместо цементита в стали формируются частицы специальных карбидов. Это карбиды $Fe(Cr_{23}C_6)$, VC, V₆C. В исходном состоянии плотность этих карбидов меньше и меньше их размеры.

| Состоя | $\rho \times 10^{-9}$, | P_{V} , сетча- | P_{V_r} |
|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|------------------|-----------|
| | (общая) | перлит | феррит | сетчатая | ячеистая | тая | ячеистая |
| Исх. | 3,6 | 3,3 | 4,0 | 3,9 | 3,1 | 0,65 | 0,35 |
| N = 93 циклов | 3,4 | 3,0 | 3,7 | 3,2 | 3,5 | 0,85 | 0,15 |
| <i>N</i> =211 циклов | 2,9 | 2,2 | 3,5 | 3,5 | 1,8 | 0,80 | 0,2 |

Таблица 2. Параметры дислокационной структуры стали 12Х1МФ

Обнаружены следующие типы дислокационных субструктур (ДСС): сетчатая, ячеистая и ячеисто-сетчатая. Основным типом субструктуры во всех исследуемых образцах является сетчатая. Количественные данные параметров дислокационных субструктур приведены в таблице 2.

Список литературы

- 1. Пискаленко В.В., Громов В.Е., Козлов ЭВ. и др. Эволюция структурно-фазового состояния и механических свойств котельных сталей. Новокузнецк. СибГИУ. 2002. 207с.
- 2. Пискаленко В.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б. и др. Деградация структуры и свойств теплостойких котельных сталей в процессе эксплуатации энергетического оборудования // Известия вузов. Черная металлургия. 2002. №6. С.60-62.
- 3. Процессы, протекающие в стали 12Х1МФ при бароциклической обработке / Конева Н.А., Локотко Е.Ю., Тришкина Л.И., Пискаленко В.В. и др. // Известия вузов Физика. 2002. №3. С.24-33.

ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ БИОМОРФНЫХ КОМПОЗИТОВ SiC/Si – НОВЫХ ЭКОКЕРАМИК КАНАЛЬНОГО ТИПА

Парфеньева Л. С., Смирнов Б. И., Смирнов И. А., Misiorek H. *, Jezowski A. *, Varela-Feria F.M.**, Martinez-Fernandez J.**, de Arellano-Lopez A.R.**

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия * Institute of Low Temperature and Structure Research Polish Academy of Sciences, 50-950 Wroclaw 2, Poland. ** Universidad de Sevilla, 41080 Sevilla, Spain. igor.smirnov@pop.ioffe.rssi.ru

В интервале 5-300 К измерены теплопроводность (æ) и электропроводность (σ) биоморфной экокерамики SiC/Si, приготовленной на основе пористой канальной углеродной матрицы, полученной из дерева (белого эвкалипта) с помощью пиролиза его в атмосфере аргона при 1000°С, с последующей затем инфильтрацией в вакууме в каналы матрицы расплавленного Si.

Из рентгеноструктурных данных и измерения плотности композита SiC/Si следует, что в исследованном образце содержалось примерно 6% Si и ~15÷20 объемных процентов пустых каналов, причем карбид кремния имел кубическую модификацию (3C-SiC). æ и σ измерялись вдоль роста дерева (вдоль пустых и заполненных Si каналов).

Проводится теоретический анализ полученных экспериментальных результатов и сравнение их с литературными данными для некислородных керамик, используемых для практических целей.

Работа выполнялась при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 04-03-33183) и министерства науки и технологии Испании (Projet MAT 2003-05202-C02-01)

ОЦЕНКА УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПО ВЕЛИЧИНЕ КРИТИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ ВДАВЛИВАНИЯ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

Барон А. А., Бахрачева Ю. Ю.

Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград, Россия, <u>detmash@vstu.ru</u>

О возможности сопоставления твердости и ударной вязкости говорят результаты, приведенные в работе [1]. Они свидетельствуют, что даже самому хрупкому разрушению предшествует локальная пластическая деформация у основания надреза, величину которой можно оценить по твердости. Наблюдаемое при снижении температуры уменьшение пластически деформированного объема (а значит и работы пластической деформации) при испытаниях на твердость и ударную вязкость, с точки зрения металлофизики, есть следствие одного и того же явления: снижения подвижности дислокаций. Макроскопически это проявляется ростом предела текучести и твердости. Температура, при которой начинает сказываться блокировка дислокаций, зависит, главным образом, от скорости деформации и объемности напряженного состояния. Практически же возможен случай, когда зависимости различных механических характеристик от температуры, полученные при испытаниях одного и того же материала, могут оказаться подобными. Тем не менее, до настоящего времени надежная методика прогнозирования ударной вязкости по другим механическим характеристикам не разработана.

В настоящей работе сопоставляются результаты определения твердости и ударной вязкости КСV в температурном интервале от –196°С до +20°С для различных сталей, широко применяющихся в производстве: 17ГС, 17ГС-У, 06Г2НАБ, 10Г2ФБ, 10Г2ФБ-У, 10ХГНМАЮ, 15Х2НМФА. Ударную вязкость определяли по стандартной методике. Испытания на твердость выполняли индентором 5 мм при нескольких различных температурах в указанном интервале на приборах ТШ-2 (Бринелль) и ТК-2 (Роквелл) с изменением нагрузки от 147 до 11875 Н. Далее строили зависимости твердости по Мейеру от глубины отпечатка при каждой температуре. По ним рассчитывали интегральный параметр, названный критической энергией вдавливания и соответствующий значениям ударной вязкости.

Анализ полученных данных позволил выявить ряд закономерностей. Результаты расчетов свидетельствуют о существовании линейной зависимости между величиной критической энергией вдавливания и величиной ударной вязкости во всем интервале температур для каждой стали. Предварительные расчеты показывают, что углы наклона этих прямых зависят от величины истинного сопротивления разрыву, S_k . Таким образом, в перспективе возможно построение единой зависимости между величинами критической энергии вдавливания и ударной вязкости для всех исследованных сталей.

Результаты приведенных исследований позволяют предложить неразрушающий экспресс-метод определений ударной вязкости низколегированных сталей.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования РФ, грант T02-01.2-356

1. Нотт Дж. Ф. Основы механики разрушения. М.: Металлургия. 1978. – 256 с.

ТОНКОПЛЕНОЧНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ "НИКЕЛЬ - ИНКОРПОРИРОВАННЫЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫЕ ЧАСТИЦЫ ТРИОКСИДОВ ВОЛЬФРАМА ИЛИ МОЛИБДЕНА"

Степанова Л. И.¹⁾, Бодрых Т. И.¹⁾, Свиридова Т. В.¹⁾, Казаченко В. П.²⁾

¹⁾НИИ физико-химических проблем Белгосуниверситета, Минск, Беларусь stepanovali@bsu.by
²⁾ БелГУТ, Гомель, Беларусь, kvp@belsut.gomel.by

Композиционные электрохимические покрытия, как правило, совмещают в себе свойства металлов и жаропрочность, химическую стойкость, твердость и износостойкость дисперсной фазы. Их использование в ряде случаев позволяет заменить дефицитные и дорогостоящие легированные стали и чугуны на более дешевые металлы. Процессы формирования композитов из водных растворов обладают такими несомненными достоинствами, как возможность создания материала с требуемой структурой и свойствами, исключение финишной механической и термической обработки покрытия, возможность регулирования его толщины. В то же время, синтез устойчивой в электролитах и способной модифицировать свойства металлической матрицы дисперсной фазы, используемой в таких процессах, представляет собой сложную задачу, решение которой может значительно ускорить реальное практическое использование композиционных материалов.

Авторами доклада разработаны новые методики целенаправленного синтеза ультрадисперсных триоксидов вольфрама и молибдена в виде частиц, характеризующихся разнообразной формой (округлые, игольчатые частицы, параллелепипеды и др.) и размерами от десятков нанометров до нескольких микрометром, из водных растворов соответствующих кислот, получаемых методом ионного обмена, в результате их термической, гидротермальной, механической или ультразвуковой обработки. Установлено, что введение ультрадисперсных оксидов обоих типов в электролит никелирования в незначительных количествах (0.01-1 г/л) приводит к эффективному их инкорпорированию в никелевую матрицу в процессе ее электрокристаллизации с формированием композиционных покрытий "никель-оксид". Количество соосажденного оксида зависит от его концентрации в электролите, структуры и гранулометрии частиц, условий проведения процесса электроосаждения (в частности, температуры, токового и гидродинамического режимов) и изменяется в пределах 1-9 масс.%. В результате триботехнических испытаний установлено, что износостойкость композитов с инкорпорированными частицами триоксидов молибдена или вольфрама (0.7-2.0 масс.%) в 7-10 раз превышает износостойкость никеля, существенно (в 4-10 раз) возрастает и предельная нагрузка до разрушения композиционного покрытия. Начальный период приработки в процессе испытаний характеризуется относительно высоким коэффициентом трения, период стационарной эксплуатации - низким коэффициентом трения и минимальным износом. Высказано предположение, что наряду с дисперсионным упрочнением матрицы за счет стабилизации ее субструктуры и лимитирования предельного свободного пути дислокаций, дисперсная фаза выступает еще и как активная часть гетерогенной системы, воспринимающая основную нагрузку и распределяющая ее в матрице, сокращая при этом процессы ее деформации и разрушения.

РОЛЬ КОНТАКТНОГО ПЛАВЛЕНИЯ В СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Брюховецкий В. В., Кузнецова Р. И., Клепиков В. Ф.

Научно-технический центр электрофизической обработки НАН Украины, .Харьков, Украина, ntcefo@yahoo.com

Известно, что при высоких гомологических температурах проявление эффекта сверхпластичности может быть обусловлено наличием в структуре материала очагов жидкой фазы. Её появление связывают либо с плавлением неравновесных эвтектик, либо с полным или частичным плавлением интерметаллидных фаз с низкой температурой плавления, а также, чаще всего, с плавлением участков сегрегации легирующих элементов.

Кроме выше названных причин возникновения участков жидкой фазы в сплавах при температурах ниже равновесной солидус, можно назвать еще одну причину, которая до сих пор применительно к сверхпластичности еще не рассматривалась. Речь идет об эффекте контактного плавления, который проявляется в системах, имеющих эвтектическую диаграмму состояния, на контакте соседствующих фаз при температуре выше эвтектической. Если в исходном состоянии сплав является двухфазным $\alpha+\beta$, а температура сверхпластической деформации T_{SP} выше эвтектической T_e , но такая, что фигуративная точка сплава находится в однофазной области α - твердого раствора, то при быстром нагревании до температуры T_{SP} , как это и имеет место при сверхпластических испытаниях, установление фазового равновесия будет происходить по реакциям

$$\alpha + \beta \rightarrow \alpha + L + \beta \rightarrow \alpha + L \rightarrow \alpha \quad ,$$

где L – метастабильная жидкая фаза, зарождающаяся при T_e и развивающаяся за счет растворения α и β фаз, прилегающих к межфазной границе, до полного растворения β -фазы по механизму контактного плавления.

Время присутствия жидкой фазы в структуре материала будет зависеть от скорости протекания кинетических процессов в сплаве, приближающих сплав к равновесному структурному состоянию, а именно, от скорости растворения α - и β -фазы в жидкой фазе L, скорости диффузии в фазе L и скорости диффузии в твердой α -фазе. Последняя является наименьшей и контролирующей весь процесс в целом. Она сопоставима со скоростью гомогенизации сплавов при температуре выше эвтектической в присутствии жидкой фазы. Время, необходимое для такой гомогенизации, зачастую существенно больше, чем время деформирования сверхпластичного материала в оптимальных условиях до разрушения. А это то время, за которое в сверхпластически деформируемых объектах достигаются деформации в сотни и тысячи процентов.

Жидкая фаза, возникнув и развиваясь по механизму контактного плавления у фазвключений, расположенных по границам зерен, разблокирует тормозящее влияние этих включений на процесс зернограничного проскальзывания и, смазывая границы зерен, изменяет характер зернограничного проскальзывания, приближая его к вязкому течению. То, что эффект сверхпластичности проявляется в тех условиях, когда в многофазных сплавах реализуется эффект контактного плавления, указывает на тесную взаимосвязь этих эффектов. Один из них – контактное плавление – прокладывает путь другому – сверхпластической деформации.

ВОЗНИКНОВЕНИЕ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР В КРИСТАЛЛАХ – ЭЛЕМЕНТАХ САМООРГАНИЗАЦИИ СИСТЕМЫ НА ВНЕШНЕЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ

Старостенков М. Д. ¹⁾, Безносюк С. А. ²⁾, Старостенков Д. М. ²⁾, Демина И. А. ³⁾

¹⁾ Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия, <u>genphys@agtu.secna.ru</u>

²⁾ Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия, Dmitry.Starostenkov@enterra-inc.com

³Восточно-Казахстанский государственный технический университет, Усть-Каменогорск, Казахстан, daltek@ukg.kz

В настоящей работе представлены результаты компьютерного моделирования структурно-энергетических превращений, имеющих место на микроскопическом, атомном уровне в первоначально идеальном кристалле ГЦК решетки, подвергнутом деформации и термоактивации. При исследовании самоорганизации кристалла под действием деформирующего напряжения растяжения применялась квазитрехмерная модель ГЦК решетки кристалла твердого Ar. Взаимодействие между атомами представлялось потенциалом Ленарда-Джонса с учетом связей атомов в девяти координационных сферах. После приложении к кристаллу определенных значений деформирующих напряжений следовала релаксация структуры до достижения определенного минимума потенциальной энергии при температурах, близких к 0 К. Для реализации процесса релаксации случайно задавался локальный разогрев до температур ~5 К. Компьютерный эксперимент показал, что, в зависимости от величины деформирующих напряжений элементами самоорганизации системы на этапах «пластическая деформация - разрушение», кристалл претерпевает пять стадий структурных перестроек [1]: 1) стадия инициирования дислокаций и их движения в различных системах скольжения; 2) формирование микропор различных размеров в различных позициях; 3) образование микротрещин в результате объединения микропор; 4) стадия роста микротрещин в результате объединения микропор; 5) стадия полного разрушения за счет объединения микропор. Каждая стадия сопровождается бифуркацией внутренней энергии кристалла. Подобные результаты были получены методом молекулярной динамики при исследовании импульсного разогрева двумерного кристалла сплава Cu₃Au. В этом случае элементами самоорганизации структуры служили точечные дефекты и механизмы диффузии – обменный, кольцевой, краудионный [2].

Список литературы

- 1. Starostenkov M.D., Ovcharov A.A. Crystal Argon Stability under Stretching Stress / Computational Materials Science, 14 (1999), pp. 215-219.
- 2. Полетаев Г.М., Старостенков М.Д., Пацева Ю.В. Исследование механизма самодиффузии в двумерных металлах // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 2004, № 1, с. 147-151.

ОКОНЧАТЕЛЬНАЯ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА – МЕТОД ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ СТАЛИ ПРИ СОХРАНЕНИИ ПЛАСТИЧНОСТИ

Гурьев А. М., Старостенков М. Д., Земляков С. А.

Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова, г. Барнаул, Россия, <u>guriev@alt.ru</u>

Для улучшения структуры сплавов и повышения их механических свойств разрабатываются различные виды термической обработки, основанные на использовании циклических тепловых воздействий, получивших название термоциклической обработки (ТЦО). Однако отсутствие обоснованных представлений о механизме формирования комплекса оптимальных свойств в процессе ТЦО создало условия нерационального выбора и, зачастую, неэффективного использования потенциальных возможностей перспективного метода упрочнения сталей и сплавов.

Противоречивое понимание взаимного влияния различных параметров термоциклирования (скорость нагрева и охлаждения, температура в цикле, количество термоциклов и др.) создало предпосылки для применения широкого спектра способов ТЦО, отличающихся не только принципом воздействия на структуру (с полными фазовыми превращениями, с частичными или без таковых), но и, самое главное, различающихся до 20 - 50 раз энергозатратами для получения необходимого результата.

В работе изучено влияние параметров высокотемпературной ТЦО с неполными фазовыми превращениями на структуру и физико-механические свойства инструментальных сталей. Проведена оптимизация режимов окончательной термоциклической обработки для углеродистых и легированных сталей У8А, У10, 9ХС, Х12Ф1 и др. Построены математические модели, связывающие технологические факторы ТЦО (температура нагрева и охлаждения, время выдержки при этих температурах, скорость нагрева и охлаждения) со структурой и механическими свойствами наиболее широко применяемых углеродистых и легированных инструментальных сталей. Математические модели отчетливо выявили те параметры ТЦО, которые наиболее сильно влияют на механические свойства, а также эффекты их взаимодействия. Установлено, что основными критериями, определяющими пластичность и ударную вязкость эвтектоидной стали является температура в термоцикле и время выдержки при максимальной температуре. Роль ТЦО проявляется через комплексный характер изменения параметров микроструктуры и внутренних напряжений.

На основе установленного обобщенного механизма формирования структуры и свойств стали в процессе окончательной термоциклической обработки нами разработан новый высокоэффективный способ термического упрочнения инструментальных сталей защищенный патентами РФ на изобретение.

Исследования показали, что повышение ударной вязкости до 2,5 раз при сохранении твердости образцов из стали X12Ф1, обработанных по оптимальным режимам ТЦО, происходит уже после двух термоциклов.

Более полное с использованием тонких методов исследований изучение кинетики формирования окончательной структуры углеродистых сталей в процессе проведения ТЦО позволило предложить обобщенный механизм формирования структуры и свойств этих сталей при окончательной ТЦО. Понимание механизма формирования свойств и структуры, их определяющей, позволяет сформулировать принципы и возможные направления оптимизации параметров ТЦО в целях повышения качества, стабилизации свойств и повышения эксплуатационной стойкости инструмента.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОАКТИВИРУЕМОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ДВУМЕРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

Старостенков М. Д.¹⁾, Попова Г. В.²⁾, Скаков М. К.²⁾

¹⁾ Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия, <u>genphys@agtu.secna.ru,</u> ²Восточно-Казахстанский государственный университет, Усть-Каменогорск, Казахстан, <u>daltek@ukg.kz</u>

В настоящее время наноструктурным материалам уделяется все более возрастающее внимание в научных исследованиях. Такие системы являются важными в современных наукоемких технологиях, вследствие возможностей обнаружения новых свойств, которые могут быть применены на практике создания материалов с определенным перечнем интеллигентных свойств.

В представляемой работе представлены результаты исследований, выполненных по методу молекулярной динамики термоактивируемой стабильности двумерных металлических композитов, состоящих из слоев интерметаллида Ni₃Al, чистых металлов Al или Ni.

Упаковка двумерных нанокристаллов представлялась плоскостью {111} ГЦК решетки или сверхструктуры L12. Взаимодействия между различными парами атомов задавались наборами полуэмпирических потенциалов Морза. Расчетный блок композиционного материала представлялся определенными конфигурациями интерметаллида Ni₃Al, прослоек чистых Al или Ni. За пределами расчетного блока, содержащего до 10^5 атомов, система повторялась с помощью периодических граничных условий. Прежде всего в компьютерном эксперименте задавалась определенная структурная конфигурация композита. Затем, в течение 10 пс компьютерного времени выполнялся разогрев системы до температуры порядка 50К с последующей динамической релаксацией системы по всевозможным смещениям атомов с использованием системы обыкновенных уравнений динамики Ньютона. После чего следовал этап быстрого охлаждения двумерного кристалла до 0 К. Затем выполнялся компьютерный эксперимент посредством импульсного разогрева композита до определенной температуры. Компьютерный эксперимент показал, что в зависимости от структуры и формы фаз Ni₃Al, Ni и Al, входящих в состав композита, меняется как температура начала процессов термоактивируемой перестройки межфазных границ, так и диффузионные механизмы, вызывающие подобную перестройку.

МЕХАНИЗМЫ ДИФФУЗИИ В ДВУМЕРНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ

Старостенков М. Д.¹⁾, Полетаев Г. М.¹⁾, Демина И. А.²⁾, Пацева Ю. В.¹⁾

¹⁾ Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия, <u>genphys@agtu.secna.ru</u>, ²Восточно-Казахстанский государственный университет, Усть-Каменогорск, Казахстан,

daltek@ukg.kz

Методом молекулярной динамики исследуются механизмы термоактивируемой диффузии в двумерных нанокристаллах чистых металлов Ni и Al. Взаимодействия между атомами задавались парными межатомными потенциалами Морза с учетом межатомных связей до 8^{ой} координационной сферы. Расчетный блок кристалла представляется упаковкой атомов, соответствующей плоскости [111] ГЦК решетки. За пределами блока кристалл повторялся на бесконечность с помощью периодических граничных условий. Идеально упакованный блок кристалла импульсно разогревался до определенной температуры, затем выдерживался при этой температуре в течение 100 компьютерного времени, затем быстро охлаждался. Компьютерный эксперимент показал, что первыми начинают работать кольцевой и краудионный механизмы диффузии при температуре 0,97_{пл} (*T*_{пл} – температура плавления). Коэффициент диффузии возрастает, массоперенос на атомном уровне наблюдается, но идеальная структура нанокристалла не нарушается. При приближении к температуре плавления добавляется новый механизм диффузии, представляющий собой пару Френкеля вакансия - межузельный атом. С этих температур его роль в структурно-энергетической перестройке двумерного нанокристалла оказывается основной. Примеры действия механизмов приводятся на рис.1 и 2



Рис. 1. Механизмы диффузии: *a*) краудионный при T = 1150 К; *б*) кольцевой при T = 1200 К.

| ٠ | ٠ | ٠ | • | • | | | • | | | Ψ١ | | | | | | a a | Ψ. |
|---|-----|-----|-----|-----|---|-----|-----|---|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|--------------|
| 1 | | | | | • | • | • | • | • | • • | • | • | • • | • | • • | | |
| ٠ | ٠ | ٠ | • | • | | | • | | | •• | | • • | • | •• | ۰. | | •• |
| 1 | | | | | • | • | | • | • | • • | •• | | • • | • | • ; | | |
| ٠ | ٠ | ٠ | • | • • | | | •• | | | •• | | •• | | •• | 6 | | •• |
| 1 | | | | • | • | • • | • | • | •• | | •• | | •• | | | | |
| ٠ | ٠ | ٠ | • | • • | | • | • • | | • | •• | | •• | | •• | | | •• |
| 1 | | | | • | • | • • | • | • | •• | | •• | | •• | | •• | | |
| ٠ | ٠ | ٠ | • | • • | | | • • | | • • | •• | | • • | | •• | | | e (|
| 1 | • • | • • | • • | • | • | | • • | • | • • | | • • | | • • | | • • | | |
| ٠ | ٠ | ٠ | • | • • | | | • | | | •• | ۰. | • • | | • • | • • | | e (. |
| | | | | | • | | | • | •• | • • | •• | | •• | ۰. | • • | | |
| ٠ | ٠ | ٠ | • | • • | | | • | | | •• | | •• | | •• | • • | | •• |
| 1 | | | | | • | | | • | •• | • • | •• | | •• | •• | •• | | |
| ٠ | ٠ | ٠ | • | • • | | | • | | | •• | | •• | | •• | •• | | •• |
| 1 | | | | | • | • • | • | • | •• | •• | •• | | •• | •• | •• | | |
| ٠ | ٠ | ٠ | • | • • | | | • • | | | •• | | •• | | •• | •• | | •• |
| 1 | | | • • | | • | • • | • | • | •• | | •• | | •• | •• | •• | | |
| ٠ | ٠ | ٠ | • | • • | | | • • | | | •• | | •• | | •• | •• | •• | •• |
| • | | | • • | | • | • • | • | • | •• | | •• | | •• | | •• | | |
| ٠ | ٠ | ٠ | _ | • • | | | • • | | | •• | | •• | | •• | •• | •• | •• |
| | | | | | • | • • | • | • | • • | | •• | | •• | • • | •• | | |
| ٠ | ٠ | ٠ | • | • | | | • | | | • • | | •• | | • | • • | •• | •• |

Рис. 2. Механизм, представляющий собой пару Френкеля вакансия – межузельный атом при T = 1400 К.

ПРОЧНОСТНОЙ РАСЧЕТ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Козулин А. А., Скрипняк В. А.

Томский государственный университет, г Томск, Россия kozulyn@ftf.tsu.ru

В данной работе решена задача о деформации элементов конструкции полимерных трубопроводов горячего водоснабжения при различных эксплуатационных режимах. Используемые в настоящее время методики расчета конструкций из термопластов нуждаются в совершенствовании. Применяемые методы прочностных расчетов используют известные решения задач о напряженно-деформированном состоянии труб линейной теории упругости, которые не учитывают нелинейное гиперупругое поведение термопластов – полипропилена, полиэтилена. Так, при конструировании полимерных трубопроводов горячего водоснабжения встает проблема учета изменений механических свойств термопластов в эксплуатационном диапазоне температур. При монтаже и эксплуатации полимерных трубопроводов горячего водоснабжения возникает необходимость компенсации тепловых расширений, которые на порядок выше, чем у металлических. Представленные результаты показывают, что эффективным решением указанной проблемы является применение в конструкции трубопровода специальных элементов – компенсаторов тепловых расширений.

Решена задача определения допустимых смещений для двух типовых конструкций полипропиленовых компенсаторов тепловых расширений – «компенсирующей скобы» и «компенсирующей петли». Выполнен анализ запаса прочности элементов трубопроводов при совместном действии давления воды в трубопроводе и осевых усилий, возникающих при тепловом расширении труб, с учетом нелинейного механического поведения полипропилена «Рандом сополимер» и зависимостей его прочностных характеристик от температуры. Механическое поведение материала описывалось двухпараметрической моделью Муни-Ривлина.

Результаты показывают, что применение линейно-упругой модели не позволяет правильно оценить напряженно-деформированное состояние при решении задачи о деформации компенсаторов термических расширений трубопроводов из термопластических материалов. Вычисленные с применением модели линейно-упругого тела значения напряжений в несколько раз превышают значения, полученные при учете реального нелинейно-упругого поведения - это приводит к ошибочным прогнозам о применимости изделия в разных условиях эксплуатации. Нелинейное упругое поведение полипропилена обеспечивает в температурном диапазоне от 0°C до +80°C продольные деформации компенсатора при малых осевых изменениях усилий. Сравнение максимальных расчетных значений интенсивности напряжений со значениями пределов текучести полипропилена позволяет утверждать, что при относительных изменениях длины компенсатора до 30%, материал его стенок остается в упругом состоянии во всем рабочем температурном диапазоне.

Численные результаты, полученные с помощью модели Муни-Ривлина, описывающей гиперупругое поведение полимерных материалов, подтверждают возможность применения компенсаторов рассмотренных типов в полимерных трубопроводах при транспортировке жидкостей с температурой до +80°С и номинальном давлении 5 МПа. Напряженно-деформированное состояние в подобных конструкциях должно определяется гиперупругими свойствами материалов. Показано, что при одинаковых деформациях компенсатора относительное снижение напряжений пропорционально относительному изменению температуры. УДК 678. 073:678.029.43:539.4

КРИТЕРИЙ ПРОЧНОГО СОЕДИНЕНИЯ ЛЕНТ ИЗ АРМИРОВАННЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ

Ставров В. П., Карпович О. И.

Белорусский государственный технологический университет, г. Минск, Республика Беларусь. vpstavrov@user.unibel.by

Введение. Современные технологии совмещения термопластичных матричных полимеров с волокнистыми армирующими наполнителями позволяют изготавливать высокопрочные ленты. Изделия с заданной системой армирования получают в результате консолидации (сплавления) лент непосредственно в процессе формообразований изделий методами пултрузии, укладки и намотки [1-5]. Установлено [2, 5], что определяющую роль в процессах сплавления лент играет вязкое течение матричного полимера. Предложен ряд моделей процесса консолидации. Согласно деформационной, или модели близкого контакта (intimate contact model), степень консолидации определяется деформаций неровностей соединяемых поверхностей. В диффузионной модели, или модели "залечивания" (healing model), ответственной за формирование связи считается самодиффузия макромолекул. Относительная глубина затекания полимерного расплава в шероховатый поверхностный слой ленты как параметр, характеризующий степень консолидации, вводится в перколяционной модели [6, 7]. Независимо от механизма, определяющего процесс формирования связи, показателем степени консолидации может служить отношение прочности соединения лент к прочности матричного полимера. Прочность соединения лент по аналогии с прочностью клеевых соединений оценивают по разрушающему усилию (или среднему значению касательного напряжения) при продольном сдвиге [1, 4, 6] или по усилию отрыва ленты [7, 8]. Связь между режимами консолидации и условиями разрушения лент исследована недостаточно. При оценке степени консолидации не учитываются особенности структуры промежуточного слоя, обусловливающие характер его деформирования и разрушения. В данной работе вводится обобщенный критерий, определяющий влияние параметров процесса консолидации и вязких свойств матричного полимера на прочность соединения лент из армированных термопластов при различных, в т.ч. неизотермических, режимах, и устанавливается связь показателей прочности соединения лент с показателями прочности матричного полимера.

Модель консолидации. Соединение лент происходит под действием давления p_o , приложенного к лентам, при условии, что матричный полимер при температуре T находится в вязкотекучем состоянии. Температура поверхностного слоя T, давление p_o и продолжительность его воздействия t являются основными параметрами процесса, определяющими прочность связи лент.

Предположим, что течение расплава матричного полимера подчиняется степенному закону $\tau = \mu \cdot \dot{\gamma}^n$ (τ – касательные напряжения; $\dot{\gamma}$ – скорость сдвига; μ – коэффициент консистенции; n – параметр) и примем зависимость коэффициента консистенции μ от термодинамической температуры T в форме закона Аррениуса:

$$\mu(T) = \mu_0 \cdot \exp\left(\frac{E_m}{RT}\right). \tag{1}$$

Здесь μ_0 – константа; E_m – энергия активации вязкого течения; R – универсальная газовая постоянная.

При неизотермическом режиме консолидации температура является функцией времени t, следовательно, $\mu = \mu$ (T, t). В общем случае параметр n также является функцией температуры и времени. Рассматривая вязкость матричного полимера в качестве одного из независимых параметров процесса, образуем безразмерный комплекс из основных величин, влияющих на прочность связи лент при нестационарном, в частности неизотермическом, режиме сплавления:

$$K_{c} = \int_{0}^{t_{c}} \left(\frac{p_{o}(t)}{\mu(T,t)}\right)^{s} dt .$$
 (2)

Здесь и далее обозначено s = 1/n.

В качестве критерия достижения прочной связи примем $K_c \ge K_c^*$, где K_c^* – значение комплекса K_c , при котором прочность связи между лентами составляет не менее заданной доли *c* от предельно достижимой, например от когезионной прочности матричного полимера. По физическому смыслу величина *c* в зависимости от режимов процесса может принимать значения в диапазоне от 0 до 1. Ее конкретное значение зависит от выбора модели процесса и показателя степени консолидации в этой модели.

Для задания комбинации режимов процесса консолидации лент, при которых достигается достаточная прочность связи, необходимо знать зависимости $c = f(K_c)$ или $K_c = f(c)$. Обе эти зависимости могут быть рассчитаны на основе моделей процесса консолидации. Запишем их для перколяционной модели консолидации.

Если профиль поверхности ленты задан нормальным случайным полем ζ с нормированной нормальной функцией распределения ординаты $F_{\zeta}(u)$, то зависимость между комплексом K_c и относительной глубиной затекания c (степенью консолидации) записывается в виде [7]:

$$K_{c}(c) = C \int_{0}^{3c} F_{\zeta}^{1+2s}(u) \left[1 - F_{\zeta}(u)\right]^{-1}(u) u^{s} du , \qquad (3)$$

где С – константа, учитывающая особенности геометрии поверхности.

Другая, более простая (детерминистическая) интерпретация перколяционной модели следует из предположения, что профиль ленты задан периодической функцией $y = 0,5 h_o sin (2\pi x/Sm)$, где h_o – высота, Sm – шаг неровностей профиля. Тогда ширина впадины на произвольном уровне y (при затекании расплава на глубину у`) равна $b`(u) = 0,5 Sm (1 + 2\pi^{-1} \arcsin (1 - u))$, где $u = 2y'/h_o$. Расход нелинейно-вязкой жидкости, затекающей в щель единичной длины и шириной b` под давлением p_o на входе, равен (см., например, [9]):

$$q_1 \equiv b' \frac{dy}{dt} = \frac{b'^{s+2}}{(s+2)2^{s+1}} \left(\frac{p_o}{y'\mu}\right)^s.$$
 (4)

Примем в качестве степени консолидации относительную глубину затекания $c = y h_o$. Подставив в формулу (4) выражение b(u) и проинтегрировав, получим следующую зависимость между параметром *z* и степенью консолидации *c*:

$$K_{c}(c) = (s+2)h_{o}^{s+1} \int_{0}^{c} b^{-1-s}(u)u^{s} du .$$
(5)

В отличие от деформационной и диффузионной моделей процесса консолидации лент, перколяционная модель не содержит формальных ограничений на значения K_c поэтому значения комплекса K_c^* зависят только от заданного значения достаточной степени консолидации $c = c^*$. В качестве достаточной степени консолидации может быть принято число, близкое к 1, например $c^* = 1 - \Delta c$, где Δc – абсолютная погрешность экспериментальной оценки значений c.

Условия разрушения связи. Рассмотрим две наиболее распространенные схемы испытаний соединений лент на прочность (рис. 1).



Рис. 1. Схемы испытания соединений лент на прочность при продольном сдвиге (a) и при отрыве от кольца (δ).

При испытаниях на продольный сдвиг (см. рис. 1, *a*) напряженное состояние в зоне соединения аналогично напряженному состоянию в клеевой прослойке (см., например, [9]). Функцию прослойки выполняет сдвоенный наружный слой ленты толщиной $h_k = 2 h$ ``. Толщина этого слоя h`` зависит от технологии формирования ленты. При пултрузионной пропитке слоя волокон расплавом полимера она зависит от толщины и натяжения этого слоя волокон и от вязкости расплава [5]. С учетом этих факторов касательные напряжения в прослойке запишем в виде [10]:

$$\tau(z) = F \cdot k \cdot \left(\frac{\cosh(k(z-L)) + \cosh(kz)}{2 \cdot \sinh(kL)}\right).$$
(6)

Здесь

$$k = \sqrt{\frac{G_c G_k}{G_c h_k + G_k h_c} \cdot \frac{2}{E_k h_k}}; E_k = E_a P_a + E_c P_c; G_k = G_a P_a + G_c P_c;$$

 E_a , E_c , G_a , G_c – модули Юнга и модули сдвига армирующего наполнителя и матричного полимера соответственно; P_a и P_c – их объемные доли в армированном слое толщиной h_k ; другие обозначения – на рис. 1.

Из формулы (6) следует типичное для клеевых соединений распределение касательных напряжений с максимальными значениями на краях. Условием начала разрушения служит достижение этими напряжения предельных значений для матричного полимера в прослойке. Среднее значение касательных напряжений в прослойке τ^* при достижении предельной нагрузки F^* получим, проинтегрировав (6) по длине соединения *L* и разделив на *L*.

Испытания на отрыв ленты от кольца по схеме, изображенной на рис. 1, б, аналогичны определению межслойной вязкости разрушения путем расслоения с изгибом полосы [8, 11], однако в рассматриваемом случае отслоившийся участок ленты опирается на ролик, поэтому его деформация ограничена. Оценим часть усилия, связанную с деформированием ленты, по кривизне ролика 1/r и жесткости ленты при изгибе. С учетом неоднородной структуры материала в поперечном сечении ленты (см. рис. 1, а) жесткость при изгибе равна

$$D_x = \left[E_z h_k^{3} + E_c (h_o^{3} - h_k^{3}) \right] \cdot b / 12.$$

Изгибающий момент равен $M_x = D_x/r$. Плечо силы F из условий опирания кольца (см. рис. 1, б): $a \approx R_o r/(R_o + r)$. Тогда эффективное усилие, под действием которого происходит отслоение ленты, равно $F_{yo}^* = F - M_x/a$.

Усилие F^* , отнесенное к ширины ленты, практически совпадает с интенсивностью высвобождения энергии в результате разрушения (удельной работой разрушения) [8, 10, 11]. Вязкость разрушения рассчитывается по известной формуле [11]:

$$K_{Ic} = \sqrt{E_c F_{y\partial}^* b^{-1}} \,. \tag{7}$$

Поскольку при идеальной связи между лентами разрушение происходит путем разрыва прослойки матричного полимера, то степень консолидации целесообразно оценивать, сравнивая вязкость разрушения, найденную по результатам испытаний на отрыв ленты (рассчитанную по формуле (7)), с вязкостью разрушения матричного полимера, получаемой при испытаниях на растяжение плоских образцов с разрезом.

Методика эксперимента. Однонаправленно армированные ленты шириной 10±1 мм получали в результате пултрузионной пропитки стеклоровинга РБТ 13-2400 и РБО24-2400 (30–40 мас. %) расплавами полипропилена (ПП) каплен с показателем текучести расплава 20 г/10 мин при 230 °C.

Параметры закона течения полимерного расплава и уравнения Аррениуса (1) – μ_0 , E_m , n – определяли по методу деформирования дисков между плоскопараллельными плитами [9]. Модуль упругости, разрушающее напряжение ПП при растяжении определяли по стандартным методикам на образцах шириной 10 мм и толщиной 5 мм, вырезанных из плит, отформованных в вязкотекучем состоянии. Вязкость разрушения находили, испытывая такие же образцы, но с боковыми разрезами глубиной l, равной 0,3 от ширины образца, и вычисляя искомую величину по формуле:

$$K_{Ic} = 1,66 \cdot \sigma_p \cdot \sqrt{\pi l} \ . \tag{8}$$

Здесь коэффициент 1,66 учитывает относительную ширину разреза [11].

Ленты соединяли внахлестку по схеме на рис.1, а на участке длиной 5, 10 и 15 мм, выдерживая при постоянной температуре в течение заданного промежутка времени t^* .

Варьировали температуру, давление и продолжительность выдержки. Прочность соединения лент оценивали по среднему напряжению межслойного сдвига $\overline{\tau}^*$, соответствующему разрушающему усилию. Степень консолидации *с* определяли как отношение $\overline{\tau}^*$ к значению прочности, соответствующему максимально достижимой прочности связи, для которой $c^* = 1$. Строили зависимости $c = f(K_c)$, вытекающие из формул (2), (3) и (5). Вычисляли характеристики отклонения экспериментальных значений степени консолидации *c* от вычисленных согласно указанным уравнениям. С учетом погрешности оценки степени консолидации находили значения K_c , соответствующие достаточной прочности соединения лент.

Адекватность критерия прочности соединения лент (2) при неизотермическом режиме сплавления проверяли, испытывая кольца по схеме на рис. 1,б. Кольца получали, соединяя однонаправленно армированные ленты на основе стеклоровинга и ПП по схеме, показанной на рис. 2, в процессе намотки на ПП-трубу диаметром 110 мм с помощью высокоэнергетических источников – СО2-лазера и газовой горелки. Мощность лазерного излучения на площадке контакта 450 Вт. Расстояние до точки контакта 250 мм. Мощность потока пламени газовой горелки задавали равными 160 и 300 Вт, расстояние до точки контакта 10 мм. Натяжение ленты 45 Н, число слоев 2–3. Варьировали скорость намотки от 35 до 197 мм/с, усилие прижатия консолидирующим роликом от 25 до 70 Н. ИК-термометром измеряли температуру в зоне нагрева. Испытания на отрыв проводили по схеме на рис. 1, б. Радиус ролика r = 10 мм, скорость перемещения активного захвате 10 мм/мин. Регистрировали значения усилия отрыва ленты *F* на участке, соответствующем одному обороту кольца, всего записывали 36 значений в каждом опыте. Находили среднее значение усилия, среднее квадратическое отклонение и коэффициент вариации. По среднему значению усилия отрыва, откорректированному с учетом жесткости ленты при изгибе, используя зависимость (7), рассчитывали коэффициенты вязкости разрушения.



Рис. 2. Схема намотки ленты: 1 – бобина с лентой; 2 – лента; 3 – оправка; 4 – источник излучения (газовая горелка или CO₂-лазер); 5 – прижимной ролик; 6 –термометр.

Комплекс K_c (см. формулу (2)), определяющий прочность соединения лент в неизотермическом режиме, рассчитывали с учетом варьируемых в эксперименте параметров. Переменную t в формуле (2) заменяли на координату z = vt (v – скорость намотки ленты), отсчитываемую от начальной точки контакта приплавляемой ленты по окружности оправки. При каждом режиме находили распределение температуры на поверхности ленты и давление консолидирующего ролика.

Коэффициент консистенции расплава матричного полимера как функцию температуры находили по формуле (1), при этом температуру поверхностного слоя, переменную по координатам и времени вычисляли по приближенным формулам [9]. Учитывали также температурную зависимость показателя степени n в законе течения как ли-

нейную функцию обратной термодинамической температуры. Давление, создаваемое консолидирующим роликом, оценивали с учетом вязких свойств ленты согласно формулам, приведенным в работах [5, 7]. Степень консолидации, найденную по рассчитанным таким образом значениям критерия K_c , сравнивали с полученной в результате эксперимента относительной прочностью соединения лент.

Результаты эксперимента и их обсуждение. В результате испытаний получены следующие значения показателей свойств матричного полимера, определяющих прочность соединения лент: $\mu_0 = 0,45 \, \Pi a \, c^n$; $E_m = 35 \, \kappa Дж$; $n = 0,25 \, при \, 160 \, ^{\circ}C$ и $n = 0,56 \, при \, 300 \, ^{\circ}C$; $E_c = 1,6 \, \Gamma \Pi a$; $\sigma_p = 37,4 \, M \Pi a$. Характеристики упругих свойств стеклянных волокон, входящие в расчетные соотношения, принимали по справочным данным.

По результатам испытаний на растяжение образцов с разрезом вязкость разрушения ПП, рассчитанная по формуле (8), равна 3,4 МПа м^{0,5}, коэффициент вариации 2%.

Средние значения касательных напряжений в момент разрушения соединений, полученных в изотермическом режиме сплавления лент, рассчитанные с учетом формулы (6) и при разрушающем напряжении $\tau_p = 32$ МПа ($\tau_p = 0.87 \sigma_p$), сравнивали с экспериментальными данными (рис. 3). Удовлетворительное соответствие свидетельствует об адекватности расчетной схемы. Согласно расчетам, эффективная длина соединения, т.е. такая, что дальнейшее увеличение длины соединения нецелесообразно по условиям прочности, равна 16 мм. В экспериментах при длине соединений больше 15 мм наблюдали разрушение в результате разрыва армирующих волокон.



Рис. 3. Зависимость среднего значения касательного напряжения в ленте при разрушающей нагрузке от длины соединения.

Разность между относительной прочностью соединения при межслойном сдвиге, найденной эксперименте, и относительной глубиной затекания полимера, рассчитанной по формулам (3) и (5) для различных значений безразмерного комплекса $K_c(c)$, рассчитанных по формуле (2) с учетом заданных в эксперименте параметров процесса консолидации, невелика (рис. 4).

При C = 60 коэффициент корреляции между вычисленными по формуле (2) и экспериментальными значениями степени консолидации более 0,95. Среднее квадратическое отклонение экспериментальных значений от расчетных $v_c \le 0,15$. Условие достижения достаточной прочности соединения c^* получим из уравнения $1 - \Delta c = K_c (c^*)$.

С учетом разброса показателей степени консолидации возможные отклонения среднего значения относительной прочности соединения от расчетного с вероятностью 0,95 составляют $\Delta c \cong 0,08$. Из результатов испытаний, показанных на рис. 4, следует, что указанный уровень прочности связи достигается при $K_c \ge 3,8\cdot 10^4$.

Зависимость, полученная при неизотермических режимах консолидации, показана на рис. 5. В качестве степени консолидации принято отношение среднего усилия отрыва ленты к максимальному.



Рис. 4. Зависимость степени консолидации лент от безразмерного комплекса параметров процесса изотермического сплавления.



Рис.5. Зависимость степени консолидации лент ПП+РБО 24-2400 от безразмерного комплекса параметров процесса намотки.

Среднее квадратическое отклонение усилия отрыва лент составляет 1,1–1,5 кН/м, коэффициент вариации 10–14%. Усилие отрыва ленты, отнесенное к единице ширины ленты, практически совпадает с удельной работой разрушения связи между лентами. Максимальное значение данной величины, достигнутое при полном сплавлении лент, равно $F_{y\partial}^* = 11,5$ кДж/м². Следует заметить, что данное значение удельной работы разрушения связи между лентами в 5 раз больше указанных в статье [8], правда, для иного (термореактивного) матричного полимера.

Максимальные значения коэффициентов вязкости разрушения связи между лентами, рассчитанные по удельной работе разрушения согласно формуле (7), оказались даже несколько больше значений, полученных при испытаниях на растяжение образцов матричного полимера с разрезом (4,2 и 3,4 МПа м^{0,5} соответственно). Различие вполне объяснимо неполным соответствием напряженного и деформированного состояния в зоне распространения трещины для этих двух случаев испытаний, а также различиями структуры и механических свойств матричного полимера и армированной ленты.

Зависимость, показанная на рис. 5, свидетельствует об удовлетворительном соответствии расчетных и экспериментальных значений показателя степени консолидации. Среднее квадратическое отклонение экспериментальных значений степени консолидации от расчетных составляет менее 7%. Установлено также, что степень консолидации практически линейно зависит от логарифма функции $K_c(c)$, т.е. от значения интеграла в правой части уравнения (2), содержащего все основные параметры процесса консолидации. Коэффициент корреляции между этими величинами равен 0,85, что свидетельствует о достаточно тесной статистической зависимости.

С учетом разброса показателей степени консолидации (коэффициент вариации $v_c = 0,10-0,14$) возможные отклонения среднего значения от теоретического при уровне значимости 0,05 составляют $\Delta c = v_c/3$. Следовательно, значения $c \ge 0,95$ могут быть приняты в качестве критерия достижения прочной связи между лентами, обеспечивающего прочность соединения практически равную когезионной прочности матричного полимера. Как следует из результатов эксперимента, для этого должно выполняться условие $K_c \ge 4,3\cdot10^4$. Значение минимально допустимого значения критерия K_c , полученное в эксперименте для неизотермического режима консолидации, отличается от значения, полученного при изотермическом режиме на 25%. Но если учесть, что при $c \ge 0,9$ угол наклона кривой $c = f(K_c)$ становится малым и различие значений c на 0,03 не превышает погрешности оценки этой величины, то можно сделать вывод об универсальности критерия прочности.

Предлагаемые критерий и методика оценки прочности соединения лент из армированных термопластов могут быть использованы для оптимизации режимов сплавления лент.

Список литературы

- 1. Головкин Г.С., Павловский Д.В. Производство и переработка непрерывно армированных термопластов намоткой //Пластические массы, №3,1997, с. 42–48.
- 2. Gibson A.G. Continuous molding of thermoplastic composites/ Comprehensive composite materials, Vol. 2. Oxford: Elsevier, 2000, pp. 979–998.
- 3. Christen O., Beresheim G., Neitzel M., Rasche C. Thermoplastwickeln mit Direktimpraegnierung: Kostenguenstigen Herstellung von Druckbehaeltern // Kunststoffe, Vol. 89, № 4, 1999, S. 79–81.
- 4. Shao Cong Dai, Lin Ye. Characteristics of CF/PEI tape winding process with on-line consolidation // Composites: Part A 33, 2002, pp. 1227–1238.
- 5. Narkevich A.L., Stavrov V.P., Friedrich K. The flexible producting of high-strength articles from fibre reinforced thermoplastics. Proc. Int. Conf. Comp03, Corfu, 2003.
- 6. Ставров В.П., Карпович О.И., Свириденок А.И. Перколяционная модель консолидации слоев армированных термопластов // Доклады НАН Беларуси, т. 47, № 5, 2003, с. 112–114.
- 7. Карпович О.И., Ставров В.П. Оптимизация режимов соединения лент из армированных термопластов // Материалы, технологии, инструменты, т. 8, № 3, 2003, с. 94–98.
- 8. Solodilov V.I. a.a. Determination of the interlaminar fracture toughness of glass-fiber-reinforced plastics on ring segments//Mechanics of Composite Materals, Vol. 39, No. 5, 2003, pp. 407–414.
- Тадмор З., Гогос К. Теоретические основы переработки полимеров. М.: Химия 1984. 628 с.
- 10. Композиционные материалы: Справочник/ Под ред. В.В.Васильева и Ю.М.Тарнопольского. – М.: Машиностроение, 1990. – 512 с.
- 11. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. М.: Наука, 1974. 640 с.

УДК 532.525.6:539.538

КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ ХРУПКОГО ПОКРЫТИЯ ВОДНО-КАПЕЛЬНОЙ СТРУЕЙ

Ставров В. П., Ставров В. В., Столяров А. И., Ткачев В. М.

Белорусский государственный технологический университет, г. Минск Гомельский государственный технический университет им. С.О.Сухого, г.Гомель Республика Беларусь. vpstavrov@user.unibel.by

Введение. Обработку водно-капельной струей применяют как экологически чистый способ удаления полимерных и иных покрытий с поверхностей крупногабаритных изделий [1–4]. Несмотря на широкое распространение водоструйной технологии и большое число публикаций по результатам ее исследования механизмы повреждения покрытий и кинетика разрушения изучены недостаточно. Известные методы расчета параметров повреждения при ударе даже единичных капель воды о поверхность покрытия требуют значительных затрат машинного времени. Водно-капельная струя и возникающий при ее воздействии на покрытие процесс изнашивания имеют стохастическую природу, учет которой неизбежно приводит к увеличению объема вычислений. Назначение режимов обработки на основе чисто эмпирических подходов имеет очевидный недостаток – ограниченные возможности переноса результатов на другие материалы и параметры процесса. Цель данного исследования – установление между параметрами капель и свойствами покрытия, с одной стороны, и параметрами износа покрытия – с другой, количественных соотношений, пригодных для практических расчетов интенсивности изнашивания и управления процессом обработки.

Модель. Исследуемая схема удаления покрытия водно-капельной струей показана на рис.1. Основные контролируемые параметры процесса: давление воды на входе в сопло p_0 , диаметр сопла d_0 , расстояние от сопла до обрабатываемой поверхности L_0 , скорость перемещения сопла относительно поверхности v. Для удаления хрупких покрытий водно-капельной струей типичны значения $p_0 = 50-200$ МПа, $d_0 = 0,2-1,0$ мм [1–4]. Расстояние L_0 и скорость v подбирают из условий максимальной производительности и чистоты очистки поверхности.

На некотором расстоянии от сопла струя распадается на стохастическую систему капель. Распределение капель по координатам в сечении струи, а также по скоростям и размерам зависит от конструкции сопла и параметров процесса. В данной работе исследовали плоскую водно-капельную струю прямоугольного сечения с размерами сечения вблизи обрабатываемой поверхности B и b (см. рис. 1). Ширина плоской струи B увеличивается приблизительно пропорционально расстоянию L, а поперечный размер b считается постоянным [3, 4]. Для плоской струи типично распределение капель по сечению, близкое к равномерному. Закон и параметры распределения капель по координатам могут быть в каждом случае уточнены по следу на удаляемом покрытии [5, 6] и соответствующим образом учтены в модели.



Рис. 1. Схема удаления покрытия водно-капельной струей: 1 – сопло; 2 – струя; 3 – покрытие; 4 – подложка.

Согласно экспериментальным данным [3, 5], диаметры капель в исследованном диапазоне скоростей истечения и расстояний от сопла параметры распределения имеют близкие значения, причем как для круглой, так и для плоской струи. На основании этого в дальнейших расчетах распределение диаметров капель в струе принимали согласно закону Розина-Раммлера (Вейбулла) со средним значением $d_m = 60$ мкм и коэффициентом вариации 1,1 [5]. Реализации диаметров капель и других величин, зависящих от диаметра капель, генерировали в стандартном пакете Mathcad. При этом полагали, что диаметр капель не более диаметра сопла (0,5 мм). Число капель в выборке задавали по расходу воды через сопло при заданном давлении на входе.

Считали, что скорость u_i капли *i* в момент удара зависит от ее диаметра d_i , от давления воды на входе в сопло p_o и от расстояния между соплом и обрабатываемой поверхностью L [6]:

$$u = k_u \sqrt{\frac{2 p_0}{\rho_w}} \cdot \exp\left[-\frac{3 c_z \rho_a L}{4 \rho_w d}\right], \qquad (1)$$

где k_u – коэффициент, учитывающий сопротивление сопла; ρ_w – плотность воды; ρ_a – плотность воздуха; c_s – коэффициент сопротивления.

Распределение скоростей капель, вытекающее из соотношения (1), хорошо согласуется с экспериментальными данными [5] при $c_z = 0,15-0,25$. Это свидетельствует о том, что форма капли отличается от сферической. Удлиненную форму капли учитывали в дальнейшем при оценке эффективного числа капель, воздействующих на поверхность покрытия при заданном расходе воды.

Давление, возникающее на поверхности при нормальном ударе единичной капли, рассчитывали по приближенным формулам, выведенным на основе анализа распространения ударных волн в капле [7]. Точность приближенного решения и влияние на распределение давления наклона поверхности (до 45° к нормали) и прослойки воды (до 0.5 диаметра капли) проверяли, решая задачу об ударе капли воды по методу "particle in a cell" [8]. Толщину прослойки воды на обрабатываемой поверхности оценивали как отношение суммарного объема капель, падающих на расчетный участок размером $b \times B$ к периметру участка, умноженному на среднюю скорость капли в момент удара о поверхность покрытия.

В качестве модельного материала покрытия выбран полиметилметакрилат (ПММА), для повреждений которого при воздействии водно-капельной струи имелись наиболее полные экспериментальные данные [3, 9]. Модуль упругости и характеристики прочности при ударе задавали на основе результатов эксперимента [9]. С учетом этих данных приняты следующие характеристики свойств материала покрытия: плотность $\rho = 1180$ кг/м³, модуль Юнга E = 9 ГПа, коэффициент Пуассона $\mu = 0,32$, скорость звука c = 2760 м/с, предельная деформация при разрушении $\varepsilon^* = 0,02$, прочность связи покрытия с подложкой при отрыве $\sigma^* = 20$ МПа, прочность связи при сдвиге $\tau^* = 10$ МПа [10].

Напряженное и деформированное состояние и поврежденность материалов при ударе капель нормально к поверхности рассчитывали по методу конечных элементов, решая динамическую осесимметричную задачу для модели в виде цилиндра диаметром не менее 40 диаметров капли и высотой до 5 мм. Элемент покрытия считали разрушенным данной каплей и удаленным, если наибольшие главные удлинения в этом элементе хотя бы в один из моментов времени распространения ударной волны после удара превышают указанное выше предельное значение ε^* . Отслоение покрытия оценивали по превышению нормальными и касательными напряжениями в элементах покрытия, прилегающих к подложке, соответствующих предельных значений σ^* или τ^* . По координатам разрушенных элементов вычисляли глубину и диаметр поврежденной области покрытия и находили зависимость этих размеров от диаметра и скорости капли. Эту область аппроксимировали сферическим сегментом с расчетными значениями диаметра d^* и высоты h^* . Диаметр d^* по данным расчетов представляли в виде функции:

$$d^{*}/d = k'(u-u').$$
 (2)

Здесь k` – коэффициент, зависящий от механических свойств материала покрытия; u` – пороговое значение скорости, начиная с которого появляются повреждения ($d^* = 0$ при u < u`). Согласно расчетам [6] для ПММА k` = 0,002 с/м; u` = 67 м/с, $h^* = (0,20-0,25)d^*$.

Как следует из предварительных результатов расчета, отслоение и отрыв покрытия возможны только при ударе капель, диаметр которых больше толщины покрытия, а прочность связи покрытия с подложкой меньше, чем когезионная прочность покрытия (меньше указанных выше значений). В случае прочной связи покрытия с подложкой такого рода повреждения могут возникать только при более высоких скоростях капель, чем местные повреждения, задаваемые формулой (2). По этим причинам отрыв и отслоение покрытия в дальнейших расчетах не учитывались.

Стохастический процесс воздействия на покрытие водно-капельной струи моделировали, генерируя распределение капель по размерам, скоростям и координатам (на участке $b \times B$) для плоской струи с параметрами, соответствующими экспериментальным данным [3]: диаметр сопла 1 мм, давление от 40 до 110 МПа, расстояние от сопла до покрытия 35 мм, скорость перемещения сопла относительно покрытия 125– 1500 м/мин. Число капель, действующих на участок, рассчитывали по значению расхода воды через сопло и скорости перемещения сопла относительно обрабатываемой поверхности. При расчетах повреждений покрытия учитывали действие на участок $b \times B$ до 10⁷ капель.

Область покрытия, в которой при ударе каждой единичной капли нарушается условие прочности, считали поврежденной и удаляемой. При ударе каждой следующей капли учитывали глубину и геометрию повреждений, вызванных предыдущими каплями. Взаимное влияние одновременных и последовательных ударов капель на размеры вызываемых ими повреждений невелико [11], поэтому повреждения от отдельных капель считали независимыми. Не учитывали также возможность откалывания участков покрытия в виде раковин, размеры которых значительно превышают размеры капель, из-за отсутствия достаточных экспериментальных данных об условиях и механизме таких повреждений.

В результате суммирования повреждений участка покрытия, подвергнутого воздействию водно-капельной струи, получали профиль обработанной поверхности как реализацию случайного поля $\zeta(x, y)$. Строили гистограммы и подбирали подходящую одномерную функцию распределения $F_{\zeta}(z) = P(\zeta < z)$ случайного поля $\zeta(x, y)$. Оценивали среднее значение толщины удаленного покрытия (глубины профиля) $\overline{z}(x, y) =$

< $\langle \zeta(x,y) \rangle$, среднее квадратическое отклонение $s_{\zeta} = \langle (\zeta - \overline{z})^2 \rangle^{0.5}$, нормированную корреляционную функцию, другие статистические характеристики, в т.ч. стандартные параметры шероховатости поверхности $\zeta(x,y)$ – среднее арифметическое отклонение профиля *Ra*, среднее квадратическое отклонение *Rq*, средний шаг неровностей профиля по средней линии *Sm*. По приращениям значений $\zeta(x, y)$ в близлежащих точках оценивали угол наклона участков поврежденной поверхности к отношению к плоскости z(x, y) = 0.

Среднюю скорость эрозии покрытия под действием водно-капельной струи как функцию параметров рассчитывали по скорости изменения $\overline{z}(x, y, t)$ среднего значения случайного поля $\zeta(x, y)$ как функции времени действия струи на участок покрытия. Кроме того, по аналогии с интенсивностью изнашивания в трибологии [12] ввели интенсивность повреждения покрытия водно-капельной струей как отношение объема удаленного материала покрытия V^* к суммарному объему капель V_0 , действовавших на данный участок покрытия: $I = V^*/V_0$. Данная безразмерная величина характеризует эффективность различных режимов воздействия водно-капельной струей.

Параметры воздействия должны быть достаточными для полной очистки поверхности от покрытия заданной толщины и обеспечивать минимальное воздействие струи на подложку. Вследствие статистической неоднородности потока и шероховатости обрабатываемой поверхности неизбежно неравномерное удаления покрытия, а следовательно, неравномерное воздействие струи на подложку. Продолжительность воздействия водно-капельной струи на очищенную от покрытия поверхность подложки зависит от распределения случайного поля $\zeta(x, y)$ и скоростей изменения толщины остающегося на подложке слоя на конечных стадиях очистки $\zeta^{(x, y)}$: $\tau = \zeta/\zeta^{(x)}$. Используя законы распределения случайного поля $\zeta(x, y)$ и местных скоростей удаления покрытия $\zeta^{(x, y)}$, строили закон распределения продолжительности воздействия воднокапельной струи на подложку, определяли условия полного удаления покрытия с учетом неоднородности струи и неравномерности повреждений отдельных участков.

Результаты расчета и их обсуждение. При ударе капли воды нормально к жесткой поверхности в центральной части области контакта капли с поверхностью давление распределено почти равномерно и практически совпадает с т.н. ударным давлением Жуковского $p_w = \rho_w u c_w$ (здесь c_w – скорость распространения звука в воде). На периферии участка контакта давление имеет пиковую составляющую, в которой давление примерно в 2,5 раза больше ударного [7]. Через малый промежуток времени t_c после касания капли кольцевая область пикового давления исчезает. Оно практически отсутствует уже при радиусе контактной площадки $\cong 0.5$ от радиуса капли.

При ударе по наклонной поверхности уровень пикового давления монотонно снижается по мере увеличения угла наклона (примерно до 2 p_w при угле 45°), одновременно уменьшается и радиус контактной площадки (до 0,30–0,35 радиуса капли). На распределение давления при ударе единичной капли более существенно влияет водная прослойка. С увеличением толщины прослойки до 0,10–0,15 радиуса капли почти до 5 p_w возрастает давление в центральной части контактной площадки, т.е. наблюдается кумулятивный эффект. При дальнейшем увеличении толщины водной прослойки давление в центре площадки снижается. При этом давление на периферии контактной площадки остается практически неизменным по крайней мере до значений толщины прослойки, равных радиусу капли.

Расчет повреждений покрытия стохастическим ансамблем капель при принятых выше гипотезах дает линейную зависимость средней глубины повреждения от объема и соответственно числа капель. С увеличением давления воды на входе в сопло, а следовательно и скорости капель, интенсивность повреждений линейно возрастает (рис. 2, а). В то же время значения интенсивности повреждений, вычисленные в результате ли-

нейного суммирования повреждений от отдельных капель, оказались в 12–15 раз больше, чем в эксперименте [3]. Они не зависят от скорости перемещения сопла относительно обрабатываемой поверхности v, тогда как согласно эксперименту [2] при возрастании скорости v интенсивность повреждения увеличивается.



Рис. 2. Зависимость интенсивности повреждения ПММА от давления при скорости перемещения сопла (а): 1 – 1000; 2 – 250; 3 - 125 мм/мин и от скорости перемещения сопла при давления 100 МПа (б). Линии – расчет; точки – эксперимент [3].

Наиболее вероятной причиной выявленного несоответствия гипотезы линейного суммирования повреждений результатам эксперимента может служить форма капель. Рассчитанное по результатам измерения скоростей капель значение коэффициента сопротивления $c_z = 0,15-0,25$ намного меньше, чем для капель сферической формы. Это означает, что капли, скорее всего, имеют форму цилиндрических микроструек, а следовательно, их число в единице объема вытекающей из сопла воды меньше, чем число сферических капель. Введение поправочного коэффициента, характеризующего относительную длину капли и соответствующего зарегистрированным в эксперимента значениям коэффициента сопротивления, приводит к значениям интенсивности повреждений, практически совпадающим с данными эксперимента (рис. 2, б).



Рис. 3. Типичный профиль поврежденной поверхности (расчет).

Профиль поверхность покрытия, построенной в результате суммирования повреждений, возникших в результате действия стохастического ансамбля капель, получается неровным, аналогично профилю шероховатой поверхности (рис. 3). Одномерное распределение глубины повреждений – случайного поля $\zeta(x, y)$ – близко к нормальному (рис. 4), однако имеет значимые положительные асимметрию и эксцесс. С увеличением давления воды в сопле в исследованном диапазоне асимметрия распределения уменьшается, а эксцесс, напротив, увеличивается.

Среднее арифметическое отклонений профиля Ra имеет значения 13–18 мкм, близкие к измеренным на образцах из ПММА, обработанных при тех же параметрах струи [3, 13]. Закон распределения параметра Ra на отдельных участках близок к нормальному. С увеличением давления воды возрастают как средние значения Ra на участках, так и их разброс. Средние значения параметра Rq (18–25 мкм) находятся в соответствии со средними значениями Ra, типичном для шероховатости с нормальным распределением профиля [12].

Значения среднего шага неровностей профиля по средней линии *Sm* распределены по закону Вейбулла (рис. 5), их средние значения (170–250 мкм) близки к измеренным [13]. Как и в эксперименте, наблюдается некоторое различие значений параметра, измененных в направлении перемещения и по ширине следа струи. С увеличением средней скорости капель возрастают средние значения *Sm* и показатели разброса.



Рис. 4. Гистограмма распределение глубины шероховатого профиля поверхности.



Рис. 5. Распределение среднего шага неровностей модельного профиля.

Угол наклона участков шероховатой поверхности к плоскости z(x, y) = 0 распределен по закону Вейбулла с коэффициентом вариации 1,7. Среднее значение независимо от режимов обработки составляет около 14°, что с учетом влияния угла наклона

площадки на распределение давления при ударе капли дает основания для пренебрежения этим фактором.

Следует обратить внимание, что средние значения шага неровностей профиля значительно превышают средние размеры локальных повреждений, заданных формулой (2). Это указывает на связь параметров шероховатости обрабатываемой поверхности не только с параметрами отдельных капель, но и со стохастической природой водно-капельной струи. Данный вывод подтверждается и анализом корреляционных функций случайного поля $\zeta(x, y)$. Эффективный радиус корреляции значений $\zeta(x, y)$ существенно больше не только типичного размера локального повреждения от отдельной капли, но и среднего значения параметра *Sm*. Такая особенность корреляционной функции случайного поля шероховатости, возникающей в результате обработки ПММА водно-капельной струей, отмечается и при экспериментальном построении по различным методам [13].

По функции распределения толщины удаленного слоя за время *t* могут быть вычислены параметры, необходимые для управления водно-капельной струей. Пусть h – толщина покрытия, тогда $F_{\zeta}(h) = P[\zeta(t) < h]$ – средняя доля площади участка, очищенного за время *t*, или вероятность удаления покрытия в заданной точке за время *t* (рис. 6). Усеченная функция $F_{\zeta}[z(t)]$ при z(t) < h задает распределение толщины покрытия, остающегося на подложке. Распределение продолжительности воздействия струи на подложку после удаления покрытия (при заданных режимах), рассчитанная по значениям этой функции, показана на рис. 7.



Рис. 6. Вероятность удаления покрытия как функция продолжительности воздействия.



Рис. 7. Распределение продолжительности воздействия струи на подложку.

Продолжительность воздействия, гарантирующая полную очистку подложки от покрытия (при этом $P[\zeta(t) \le h] \cong 1$), существенно зависит от параметров шероховатости обрабатываемой поверхности. С другой стороны, как следует из расчетов, шероховатость обрабатываемой поверхности и неоднородность струи обусловливают существенное различие промежутков времени τ , в течение которого водно-капельная струя действует на участки подложки, уже очищенные от покрытия. Эти участки подложки могут быть повреждены, что и наблюдали в эксперименте [3, 4].

Таким образом, на основе предложенной статистической модели установлена взаимосвязь повреждений хрупкого покрытия с параметрами водно-капельной струей высокого давления и получены количественные характеристики. Результаты исследования могут быть использованы с целью управления процессом удаления хрупких покрытий водно-капельной струей и оптимизации параметров воздействия.

Исследования выполнены в рамках проекта INTAS00-0258.

Список литературы

- 1. Louis H., Schikorr W. Fundamental aspects in cleaning with high speed water jets/ Proc. Int. Symp. Jet Cutting Technology. Guilgford, 1982, pp. 217–228.
- 2. Meng P. Experimental and analytical investigation on the cleaning process. Ph.D.Diss. New Jersey Institute of Technology, 1996. 143 p.
- 3. Milchers W. Abtragen von Polymeren mit dem reinen Wasserstrahl. Diss.D.-Ing. Universitaet Hannover, 2001. 128 S.
- 4. Louis, H., von Rad, Ch., Schenk, A., Decoating with water jets/ Проблемы создания ресурсосберегающих технологий: Материалы конф. – Тула, 2002, с. 249–254.
- 5. Луис Х., фон Рад К., ван Велл М., Шенк А., Ставров В.П., Ставров В.В. Характеристика водно-капельной струи для удаления хрупких покрытий. 1. Эксперимент //Трение и износ, т. 23, № 6, 2002, с. 640–644.
- 6. Луис Х., Ставров В.П., Ставров В.В. Характеристика водно-капельной струи для удаления хрупких покрытий. 2. Модель // Трение и износ, т. 24, № 1, 2003, с. 49–53.
- 7. Ставров В.П., Луис Х., Ставров В.В. Оценка повреждения хрупкого материала при ударе капли воды // Актуальные проблемы динамики и прочности в теоретической и прикладной механике. Мн.: УП «Технопринт», 2001, с. 415-419.
- 8. Potter D. Methods in Computational Physics. 1972.
- 9. Дорожко А.В., Свириденок А.И., Ставров В.П., Столяров А.И., Ткачев В.М. Деформации и разрушение ПММА при высокоскоростном ударном нагружении //Материалы, технологии, инструменты, т. 8, № 3, 2003, с. 7–9.
- Сечко А.Э. Адгезионные исследования системы органическое стекло-клейсталь/Проблемы создания ресурсосберегающих технологий: Материалы конф. –Тула, 2002, с. 332–335.
- 11. Луис Х., Ставров В.П., Ставров В.В., Зюдмерзен У., Шеер К., Шенк А. Распределение ударных импульсов на поверхности, обрабатываемой водно-капельной струей. //Инженерно-физический журнал, т. 77, № 2, 2004, с.45–50.
- 12. Мышкин Н.К., Петроковец М.И. Трибология. Принципы и приложения. Гомель: ИММС НАНБ, 2002. 310 с.
- 13. Свириденок А.И., Игнатовский М.И., Свекло И.Ф., Луис Х., Ставров В.П. Исследование микро- и наногеометрии поверхности полиметилметакрилата, обработанной воднокапельной струей //Трение и износ, т. 24, № 2, 2003, с. 186–191.

УДК 669.14:620.172

ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛЕЙ Ст3

Андронов И. Н.¹⁾, Вербаховская Р. А.¹⁾, Богданов Н. П.¹⁾, Алиев Т. М.²⁾

 ¹⁾ Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта, Р. Коми, iandronov@mail.ru
 ²⁾ ООО "Севергазпром", г. Ухта, Р. Коми

Целью данной работы является выявление влияния остаточных напряжений на механические свойства сталей. Установление закономерностей влияния полей остаточных напряжений на механические свойства сталей является необходимым для получения знаний необходимых при разработке методов оценки и повышения остаточного ресурса прочности и надежности элементов конструкций.

В рамках данных исследований проводились механические испытания на растяжение образцов из сталей марок Ст3 сп14637-69(5) и Ст3 сп3680-57(20). Опыты были выполнены согласно ГОСТ 1497-84.

Испытания осуществляли в условиях растяжения, применяли образцы прямоугольного поперечного сечения с длиной рабочей части и шириной поперечного сечения соответственно L_0 . и b_0 . Использовались короткие образцы с отношением $L_0/b_0 = 5$, при этом $L_0 = 100$ мм.

Для исследования влияния остаточных напряжений и деформаций на стандартные механические характеристики сталей образцы были подвергнуты следующей последовательности термосилового воздействие: образцы, изготовленные в направлении перпендикулярном оси газопровода, предварительно отжигали при t =650°C в течение двух-трех часов с последующим медленным охлаждением (совместно с печью). В дальнейшем образец изгибали при помощи пресса, сообщая в центральной части остаточный прогиб величиной Δ (схема представлена на рис.1). Максимальные значения деформаций и остаточных напряжений, приобретаемых в результате предварительного изгиба, оценивали по величине Δ по формулам сопротивления материалов [1]. Максимальную осевую деформацию определяли по формуле:

$$\varepsilon_{\max} = \frac{h}{2\rho},\tag{1}$$

где h –высота поперечного сечения образца, ρ радиус кривизны, обусловленный предварительным изгибом, который находится на основе принципа малых перемещений по формуле (2), где L полная длина рабочей части образца.

$$\rho = \frac{L^2}{8\Delta}.$$
 (2)



Рис. 1. Схема, поясняющая деформирование образца при поперечном изгибе, ρ – радиус кривизны образца при изгибе, L – его длина, Δ – величина прогиба.

Расчетные значения ε_{max} в предлагаемой серии опытов составляли соответственно 3,0%, 4,5%, 6,0%. На рис. 2, *а* кривой (3) представлено распределение остаточных напряжений по сечению. Вид кривой находили традиционным для курса сопротивления материалов способом [1] по разности кривых нагрузки (1) и разгрузки (2). На рис. 2, *б* представлена эпюра остаточных напряжений, построенная для поперечного сечения. По эпюре остаточных напряжений определяли их максимальную величину σ_{max} . В таблице приведены значения максимальных осевых деформаций и остаточных напряжений, полученных в результате предварительного изгиба.

| N⁰ | ε _{max} , % | Ст3сп14637-69 (20мм) | Ст3сп3680-57 (5мм) |
|----|----------------------|-----------------------|-------------------------|
| ПП | | σ _{max} ,MΠa | $\sigma_{\rm max}$,МПа |
| 1 | 0,0 | 0 | 0 |
| 2 | 3,0 | 280 | 275 |
| 3 | 4,0 | 285 | 287 |
| 4 | 6.0 | 293 | 301 |

Таблица. Значения предварительных деформаций и остаточных напряжений.

После указанного механического воздействия образец повторно подвергали вышеописанному низкотемпературному отжигу с целью снятия остаточных напряжений, после чего их выпрямляли на прессе, тем самым возвращая к состоянию, приведенному в вышеназванной таблице, и деформировали до разрушения на разрывной машине MP – 100. При этом, согласно ГОСТ 1497-84, определяли стандартные механические характеристики: предел прочности $\sigma_{\rm B}$; условный предел текучести $\sigma_{0,2}$; максимальное относительное сужение ψ и деформацию при разрыве δ . На рисунках 3, 4 приведены типичные зависимости стандартных механических характеристик от максимальной величины остаточных напряжений. Из рисунков видно, что остаточные напряжения практически не оказывают влияния на значения стандартных механических характеристик.



Рис. 2. (1a) – кривая нагружения, в координатах σ – Y, где Y – величина расстояния от нейтральной линии до представительной точки поперечного сечения.; (3a) – линия упругой разгрузки; (2a) – эпюра остаточных напряжений, построенная для верхней части поперечного сечения; та же эпюра для всего поперечного сечения дана на рис 2, δ .



Рис. 3. Зависимости σ_B (1) И σ_{0,2} (2) от величины максимальных касательных напряжений σ_{max} в стали Ст3 сп14637-69(5) (*a*) и Ст3 сп3680-57(20) (*б*).


Рис.4. Зависимости пластических характеристик ψ(1) и δ (2) от остаточных напряжений в стали Ст3 сп14637-69(5) (а) и Ст3 сп3680-57(20) (б).

Вышеописанные результаты свидетельствуют о том, что остаточные напряжения не оказывают существенного влияния на величины стандартных механических характеристик. Это, в частности, означает, что, например, на механические свойства образцов, вырезанных из фрагментов труб в поперечном направлении, не сказываются остаточные напряжения, возникающие при распрямлении образцов.

Список литературы

1. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов. М: "Наука". 1972. 544 с.

УДК 669.14:620.172

ИЗМЕНЕНИЕ ТВЕРДОСТИ СТАЛЕЙ ПРИ НАГРУЖЕНИИ

Андронов И. Н. ¹⁾, Вербаховская Р. А. ¹⁾, Алиев Т. М. ²⁾, Агиней Р. В. ³⁾, Теплинский Ю. А. ³⁾

 ¹⁾ Ухтинский Государственный Технический Университет, г. Ухта, Р. Коми, iandronov@mail.ru
²⁾ ООО "Севергазпром", г. Ухта, Р. Коми
³⁾ Филиал ООО «ВНИИГАЗ» - «Севернипигаз» г. Ухта

К одной из важнейших задач диагностики ресурса прочности трубопровода относится анализ реального напряженного состояния. На практике эту задачу решают с помощью различных методик, например, магнитных. Целью настоящего сообщения является количественная оценка напряженных конструкций при помощи измерений микротвердости металла на его поверхности. Испытания материалов на микротвердость позволяют определять прочностные показатели материала, не разрушая при этом сами материалы.

Целью данной работы являлось изучение влияния полей механических напряжений на твердость стали 17Г1С. Из данного металла изготавливаются трубы большого диаметра, используемые при транспортировке газа. Трубы в процессе эксплуатации находятся длительное время под давлением. При этом в стенках труб возникают кольцевые и осевые напряжения. Установление закономерностей влияния механических напряжений на прочностные характеристики сталей позволит ближе подойти к проблеме оценки остаточного ресурса прочности и надежности.

В данной работе были использованы образцы из стали 17Г1С. Для испытания на растяжение применялись образцы специальной формы – прямоугольного поперечного сечения (рис.1). Образцы имеют рабочую часть с начальной длиной L_0 , на которой измерялась твердость, и головки с переходным участком, форма и размера которых обусловлены способом крепления в захватах разрывной машины. Использовались корот-

кие образцы с отношением $\frac{L_0}{b_0} = 5$.

Испытания проводились на разрывной машине MP-100 в испытательной лаборатории кафедры «Сопротивления материалов и деталей машин» Ухтинского Государственного технического университета. Данная машина MP-100 с гидравлическим приводом и с вертикальным расположением образца.



Рис. 1.

Твердость определяли ультразвуковым индикатором твердости УЗИП2М по Роквеллу. Сущность метода (ГОСТ 9013-59 (СТ СЭВ 469-77)) заключается во вдавливании наконечника с алмазным конусом с углом у вершины 120⁰С (шкала А и С). Образцы были изготовлены из 4 темплетов (фрагментов труб). Данные по темплетам представлены в табл.1.

Таблица 1.

| Название | Общие данные | Кол-во образцов | Примечание | |
|------------|--|--------------------|---------------|--|
| Темплет №2 | Труба 1220x12 спиральношовная из аварийного запаса, (новая) СТ17Г1С | 16 | Средина трубы | |
| Темплет №4 | Труба 1220х12 прямошовная 30 лет эксплуатации СТ17ГС | 16 | Средина трубы | |
| Темплет №6 | Труба 1220х12 спиральношовная новая СТ17Г1С | 16 | Край трубы | |

Для определения влияния предварительной деформации на твердость стали, образцы были разделены на две партии, каждая из которых состояла из трех образцов. Твердость образцов первой партии определяли без предварительного пластического деформирования образцов. Остальные партии образцов перед проведением опыта были подвергнуты предварительному пластическому деформированию. Пластические деформации создавались путем изгиба образцов на заданную величину кривизны. Образцы изгибали на прессе на величину δ, определяемую по формуле:

$$\delta = \frac{\varepsilon \cdot L^2}{4a_0}$$

где ε – осевая деформация во внешнем волокне; L – общая длина образца; a₀ – высота прямоугольного поперечного сечения.

Затем образцы выпрямляли и устанавливали в захваты разрывной машины MP-100. Измеряли твердость в пяти точках образца. Первый и второй, четвертый и пятый замеры делали в точках, более близких к захватам машины, третий замер делали в середине образца. Затем образец растягивали, при этом делая замеры твердости при нагрузке. Шаг нагрузки составлял 5 кН. По данным проведенных опытов получены графики изменения твердости в зависимости от приложенной нагрузки и предварительной деформации образцов. Графики представлены на рис. 2, 3. Как видно из данных графиков, значение твердости изменяется в процессе нагрузки и разгрузки для образцов, как не деформированных, так и деформированных перед проведением опыта, качестверно подобным образом, а именно при нагрузке имеет место некоторое увеличение твердости (кривая 1), а при разгрузке ее уменьшение. Приведенные закономерности могут быть использованы при анализе напряженного состояния магистрального газопровода и других элементов конструкций.



Рис. 2. Графики зависимости твердости стали 17Г1С, без предварительной деформации образцов перед испытанием, при нагрузке (кривая 1) и разгрузке (кривая 2).



Рис. 3. Графики зависимости твердости стали 17Г1С, при предварительной деформации образцов перед испытанием, при нагрузке и разгрузке.

Список литературы

- 1. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов. М: "Наука". 1972. 544 с.
- 2. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. М.; "Машиностроение". 1990. 528 с.
- Солнцев Ю.П., Веселов В.А., Демянцевич В.П. Металловедение и технология металлов. М.; "Металлургия". 1988. 512с.

УДК 539.4:669.35; УДК 539.26:620.18

ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ ОБЛАСТИ ВЫДЕЛЕНИЕ – МАТРИЦА В ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КОНДЕНСАТАХ

Колупаев И. Н.

Национальный технический университет "Харьковский политехнический институт" г. Харьков, Украина igor@kolupaev.com

Для получения сплавов с оптимальным сочетанием физико-механических свойств применяется технология упрочнения структуры пленок дисперсными выделениями – получение композиционных конденсатов (КК) [1,2]. Изучение прочности КК и проведенные структурные исследования дают возможность авторам утверждать, что упроч-

няющая добавка в КК Cu-Al₂O₃ существует в виде стехиометрических выделений Al₂O₃ размером около $5\div10$ нм, расположенных на расстоянии ~50 нм. Упрочняющие выделения в дисперсных гетерофазных системах отделяются от матрицы переходной областью, в которой происходит скачок плотности контактирующих веществ. Считается, что именно в этой «оболочке» происходит сгущение энтропии системы, связанное с ее гетерофазностью [3,4].

Обсуждение размера и состава оболочки частицы упрочняющей фазы в КК целесообразно начать с выражения для критического размера выделения. При использовании макроскопических параметров, отвечающих медной матрице, такой размер составляет $r_c \sim 20$ Å. Предполагается, что оболочка вокруг частицы упрочняющей фазы локализована настолько, что можно определить ее толщину (r_a). Оценка r_a состоит в том, что состояние матрицы внутри этого слоя предполагается аморфным, и именно эта структурная избыточная энергия компенсирует поверхностную. Представление оболочки в таком виде встречается в ряде работ [5], причем обсуждаются как достоинства, так и недостатки модели аморфного переходного слоя (наноаморфной твердой фазы [4]). Предложенная оценка размеров оболочки, исходит из неизменности ее объема при росте или уменьшении частицы и позволяет упорядочить экспериментальные результаты.

1. Соотношение размеров частицы и оболочки позволяет малым частицам активно участвовать в твердофазном броуновском движении, и таким образом, дополнительно компенсировать затраты на диспергирование.

2. Исследование структуры нанокристаллических материалов, в том числе и с металлической матрицей, прямыми структурными методами [4,5] показывает, что полученные в работе оценки (20Å и 5Å) находятся в хорошем совпадении с экспериментальными результатами.

3. Состав аморфной оболочки в случае многокомпонентных систем может быть рассмотрен с точки зрения «квазиэвтектики» [6]. В таком случае, предположение об аморфности оболочки дополняются оценкой температуры квазиэвтектики, которая существенно ниже, чем чистых компонентов ДГС. Следовательно, выгодность аморфизации оболочки связывается еще и с химическим составом переходной области.

Список литературы

- 1. Mijake J., Ghosh G., Fine M. E., Design of high-strength, high-conductivity alloys, MRS Bull., June 1996, p.13.
- 2. Панчеха П. А., Ильинский А. И., Лях Г. Е., Савченко И. А. Структура конденсированных дисперсно-упрочненных композиций на основе никеля и меди, Металлофизика, т.2, №2, (1980),c.111 120.
- 3. Шоршоров М.Х., Гвоздев А.Е., Афанаскин А.В., Гвоздев Е.А.. Расчет кластерной структуры расплава, ее влияние на образование наноаморфных фаз и их структурную релаксацию при последующем нагреве, Металловедение и термическая обработка металлов, №6, (2002), с. 12 16.
- 4. Суздалев И. П., Суздалев П. И., Успехи химии, т. 70 (3),2001, c.210 234.
- 5. Колупаев И. Н., Распределение примесей в композиционных конденсатах Cu-Al₂O₃, MTOM, Киев, 2001,№2.
- 6. Колупаев И. Н., Модель квазиэвтектики для описания начальных этапов взаимодействия в контактных системах, Функциональные материалы, т.8, №2, 2001, с.266 270.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФУНКЦИЙ ПОРИСТОСТИ В УСЛОВИЯХ ПЛАСТИЧНОСТИ СЖИМАЕМЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ИХ СТРУКТУРЫ

Горохов В. М., Устинова Г. П.

Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск, Беларусь, <u>Gorokhov47@mail.ru</u>

Нами разработана модель деформирования порошково-пористых сжимаемых сред, учитывающая эффекты упругости и пластичности. При формулировке определяющих соотношений принимали, что для изотропного упрочняющегося тела скорости деформаций могут быть представлены в форме аддитивного разложения упругой и неупругой компонент. Упругая составляющая тензора скоростей деформаций определяется законом Гука, в котором модуль Юнга и коэффициент Пуассона являются степенными функциями относительной плотности порошкового материала σ_{ik}^{v} . Определение неупругой составляющей скоростей деформаций проведено в форме нормального ассоциированного закона течения, в котором выражение для потенциала, определяющего начало течения изотропного сжимаемого материала, принято в эллиптической форме, наиболее характерной для спеченных порошковых материалов

$$\frac{P^2}{\Psi} + \frac{\tau^2}{\Phi} = (1 - \theta)\sigma_y,$$

где P – гидростатическое давление, т-интенсивность касательных напряжений, σ_y – предел текучести твердой фазы пористого тела, θ – пористость, ψ и φ – функции пористости, вид которых зависит от конкретной структуры представительных элементов пористого тела. Для определения функций пористости рассматриваются два предельных случая: изостатическое сжатие $\tau = 0$, тогда $\Psi(\theta) = P^2/\rho\sigma_y$ и сдвиг P = 0, $\varphi(\theta) = \tau^2/\rho\sigma_y$.

Численные эксперименты проведены с использованием метода конечных элементов на базе пакета прикладных программ «MARC». В результате исследования особенностей локализации деформации при внешнем нагружении установлены закономерности распределения напряженно-деформированного состояния модельного пористого тела, включающего поры различной формы и ориентации. Выявлено наличие областей локализации пластической деформации вокруг концентраторов напряжений, которыми являются вершины многоугольников или точки концов диаметра, параллельного линии приложения нагрузки (для случаев пор сферической формы). Установлено, что эффективный процесс закрытия поры начинается с момента, когда развивающаяся при деформировании пластическая область перекрывает все пространство между порой и боковыми границами представительного элемента.

Сравнение усилий деформирования, необходимых для закрытия пор, показывает значительный выигрыш при использовании элементов сдвиговой деформации при прессовании металлических порошков. На основе результатов расчетов напряженнодеформированного состояния представительного элемента с порами различной геометрии, деформируемого по схемам сжатия и сдвига, определены функции пористости в условии пластичности сжимаемого пористого тела. Установлено, что функции пористости описываются полиномиальными зависимостями. Определены коэффициенты аппроксимирующих полиномов, что дает возможность использовать в условии пластичности уточненные значения функций пористости.

НЕКОТОРЫЕ ЗАДАЧИ О КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В УПРУГОЙ И ТЕРМОУПРУГОЙ ПЛАСТИНЕ ПО НЕСИММЕТРИЧНОЙ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ

Варданян С. А., Саркисян С. О.

Гюмрийский государственный педагогический институт, г. Гюмри, Армения, slusin@yahoo.com, vardanyansona@mail.ru

Классическая теория упругости довольно хорошо объясняет поведение твердых тел, находящихся под различной внешней нагрузкой, во всех случаях, когда внутренная структура рассматриваемых тел не является для этих явлений характерной. Развитие технологий, позволяющих изучить микроструктуру твердых деформируемых тел, привело к накаплению фактов, свидетельствующих о черезвычайно высокой роли внутренней структуры материала в процессах, сопровождающих его деформирование. Для объяснения явлений, связанных с внутренней микроструктурой твердых материалов, и, в частности, явления концентрации напряжений вокруг отверстий, очевидно, необходимо, отличная от классической модели теории упругости, новая структурнофеноменологическая теория, каковой является несимметричная (моментная, микрополярная) теория упругости, в основу которой положена модель сплошной упругой среды с вращательным взаимодействием частиц.

Большой научный интерес представляют задачи о конценрации напряжений вокруг отверстий в тонких пластинках в рамках несимметричной теории упругости с независимыми полями напряжений и деформаций (как при изгибе, так и при обобщенном плоском напряженном состоянии).

В работе [1] построена асимптотически равномерно точная общая теория микрополярных упругих тонких пластин с независимыми полями напряжений и деформаций.

В данной работе изложим некоторые результаты расчета концентрации напряжений вокруг отверстий в упругой и термоупругой пластине по теории микрополярных упругих пластин [1].

Рассматриваются одноосное растяжение бесконечной пластинки с круговым отверстием и изгиб пластинки, ослабленной круговым отверстием при первом или при других вариантах граничных условий микрополярных пластин. Существенный интерес в теории концентрации напряжений представляет выяснение вопросов о роли моментных напряжений. Для этой цели разработан эфектный метод решения поставленных задач. В результате определяются все расчетные величины, как силовые, так и моментные. По этим величинам определяются коэффициенты концентрации напряжений. Полученные результаты сравниваются с теорией микрополярных пластин со стесненным вращением и с классической теорией упругих тонких пластин. Выявляется влияние моментности на характер концентрации напряжений. Изучается также влияние стационарного температурного поля в поставленных задачах.

Список литературы

 Саркисян С. О. О некоторых результатах внутреннего и краевого расчетов тонких пластин по несимметричной теории упругости // Сборник: Проблемы механики тонких деформируемых тел. Посвященной 80-летию академика НАН Армении С.А. Амбарцумяна. Ереван: Изд-во НАН Армении. 2002. С. 285-296.

МАСШТАБНЫЙ ЭФФЕКТ ЛОКАЛЬНОЙ ТЕКУЧЕСТИ СТАЛИ В НЕОДНОРОДНОМ ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ

Сукнёв С. В.

Институт горного дела Севера СО РАН, Якутск, Россия suknyov@igds.ysn.ru

Рассматривается возникновение локальной текучести в элементах металлоконструкций с концентраторами напряжений. Особенности пластического деформирования металлов проявляются в том, что при неоднородном напряжённом состоянии деформирование иногда протекает без образования остаточных деформаций до напряжений, значительно превышающих предел текучести при однородном напряжённом состоянии, т.е. градиент напряжений как бы способствует повышению сопротивления материала. Этот эффект был описан ещё в работах М. А. Воропаева, С. П. Тимошенко, Н. Н. Давиденкова. Его физическое объяснение связывают со свойством стали и некоторых металлов (в особенности, имеющих резко выраженную площадку текучести) пластически деформироваться путём образования слоёв скольжения конечной протяжённости. Чем быстрее убывает напряжение с удалением от наиболее напряжённой точки, тем больше затрудняется пластическая деформация; это обстоятельство должно иметь своим следствием известное повышение предела текучести. Для описания масштабного эффекта локальной текучести предложено использовать подход, применённый ранее для оценки хрупкой прочности материалов. Он основан на объединении подходов классической механики и механики разрушения. Получено выражение для локального предела текучести σ_0^* материала в зоне концентрации напряжений:

$$\sigma_0^* = \sigma_0 \left(1 + \sqrt{\frac{l_c}{l}} (K_t - 1) \right), \ l > l_c,$$

где σ_0 – предел текучести материала в однородном поле напряжений; K_t – коэффициент концентрации напряжений; l – размер концентратора напряжений. Параметр l_c имеет простой физический смысл и представляет собой критический размер дефекта данной формы. Если конструктивный элемент содержит концентратор напряжений (дефект) размером $l \leq l_c$, то присутствие такого дефекта не сказывается на характере пластического деформирования рассматриваемого элемента; он деформируется как гладкий образец в однородном поле напряжений. Это согласуется с современными представлениями о реальном твёрдом теле, обладающем изначальной присущей ему дефектностью. По этой причине малые дефекты, в том числе искусственные, сопоставимые по размеру с начальными дефектами структуры материала, не оказывают влияния на его прочность пока не достигнут определенного, критического размера.

Результаты расчётов хорошо описывают известные экспериментальные данные о локальном пластическом течении конструктивных элементов, изготовленных из низкоуглеродистой стали, содержащих отверстия и вырезы различной формы и подверженных одноосному растяжению.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 03-01-96065).

НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ОБРАЗЦЫ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА С ТОЧКИ ЗРЕНИЯ АКУСТИКИ ДИССИПАТИВНЫХСРЕД

Кузавко Ю. А., Шавров В. Г.

Институт радиотехники и электроники РАН, Москва <u>kuzavko@newmail.ru</u>

Недавно обнаруженный класс функциональных материалов – ферромагнитные сплавы Гейслера семейства Ni_{2+x+y}Mn_{1-x}Ga_{1-y} с магнитоуправляемой памятью формы (МПФ) – привлекает большое внимание исследователей. Эти вещества демонстрируют наиболее яркий пример сильного взаимодействия магнитной подсистемы и кристаллической решетки, поскольку неустойчивость решетки – термоупругий мартенситный переход (МП) из высокотемпературной фазы (аустенит) в низкотемпературную фазу (мартенсит) – происходит в магнитоупорядоченном состоянии [1]. Всего за последних семь лет пройден путь от обнаружения в монокристаллах этих сплавов нового фундаментального эффекта – гигантских (порядка 10%) магнитоиндуцированных деформаций за счет магнитоуправляемого движения границ двойников мартенситной фазы до появления на рынке промышленных исполнительных элементов (актюаторов) на их основе. Здесь обсуждаются физические ограничения проявления эффектов МПФ и обосновывается возможность создания магнитомеханических и термодинамических машин и устройств, функционирующих на микро- и нанометровой шкале масштабов.

Ранее было обнаружено в синтезированных поликристаллических образцах сплава Гейслера [2] с температурой МП Т_{МА}=40°С, что мощный низкочастотный ультразвук (УЗ) инициирует преждевременно до точки МП зарождение новой фазы и доказано, что обнаруженное явление не является тепловым эффектом и возрастает с ростом частоты и интенсивности УЗ. Тем самым доказано, что УЗ сужает температурную петлю гистерезиса МП, а следовательно несколько снижается пороговое магнитное поле, необходимое для реализации МПФ. Перспективной задачей является уменьшение порогового поля с 10Тл до 2Тл. Длительное воздействие УЗ на образец приводит к его разрушению. В дальнейшем, используя механический помол, можно выделить микрочастицы, являющиеся монокристаллическими, структурно и магнитно однородными. Отметим, что размеры мартенситных вариантов составляют ~10мкм, а магнитных доменов -~1мкм. Полученные микро- и наночастицы исследовались визуально с помощью оптической микроскопии высокого разрешения. При МП Ni_{2+x+v}Mn_{1-x}Ga_{1-v} разбивается на три типа мартенситных вариантов, каждый из которых отвечает деформации (сжатию или растяжению) кристаллической решетки вдоль направлений типа {100}. В ферромагнитном кристалле структурные варианты разбиваются, в свою очередь, на 180градусные магнитные домены, направление намагниченности в каждом из которых совпадает с главной кристаллографической осью структурного варианта. Было продемонстрировано изменение (~3%) их линейных размеров при действии внешнего магнитного поля 1Тл, т.е. на порядок меньше значения, требуемого для массивных образцов. Получение порошкообразных образцов сплава Гейслера важно для создания охлаждающего элемента бытовых холодильников, т.к. в таких материалах наблюдается гигантский магнитокалорический эффект 15Дж/кг.

Авторы благодарны РФФИ и БРФФИ за финансовую поддержку (гранты 02-02-81030 Бел2002-а и Ф02Р-076, 04-02-81058, 03-02-17443).

- 1. Васильев А.Н., Бучельников В.Д. и др.// УФН. 2003. Т.173, №6. С.577-608.
- 2. Buchelnikov V., Grechishkin R., at all // Abstracts of Intern. Conf. "Functional Materials". Crimea. Ukraine. 2003. P.173.

АКУСТИКА ДИССИПАТИВНЫХ СРЕД: ТЕОРИЯ, ЭКСПЕРИМЕНТ, ПРИМЕНЕНИЕ

Кузавко Ю. А.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь kuzavko@newmail.ru

Нами рассматривались задачи распространения продольных и поперечных акустических непрерывных и импульсных волн в слоистых структурах, одна из компонент которых являлась диссипативной средой (ДС), т.е. поглощение акустических колебаний в ней было существенно. К ДС можно отнести реологические среды, а также вещества в области их фазовых переходов (ФП), в частности, магнитоупорядоченные соединения в области их ориентационных и структурных ФП. Рассчитаны коэффициенты отражения и прохождения сигналов, а также их преобразованная форма. Методом обратной задачи, исходя из экспериментальных данных для преобразованных сигналов, средствами Matlab 6.1 численно находилась вязкость ДС, в т.ч. ее временная динамика в процессе отвердевания ДС. В экспериментальных исследованиях для состава отвердительэпоксидная смола (ЭС) 1:2 при его отвердевании коэффициент отражения продольного импульсного сигнала частоты основной гармоники 3,5 МГц, отраженного от границы оргстекла с ЭС, уменьшался в 14 раз при сокращении его длительности с t=3мкс до t=1,5мкс, т.е. его спектр частотно расширялся [1].

Здесь предлагается высокочувствительный метод диагностики технологических процессов приготовления материалов, заключающийся в измерении спектральных характеристик импульсного сигнала, отраженного от границы звукопровода с исследуемым объектом. Данный метод позволит также повысить чувствительность акустической визуализации твердотельных объектов с помощью впервые разработанного нами ультразвукового диагностического комплекса [2]. В устройствах ультразвуковой диагностики используются амплитудно-временные методы обработки принятых эхосигналов, временные задержки которых однозначно определяют координаты локальных областей, а их амплитуды - контрастность границы локальной области по сравнению с окружающим ее объемом вещества. Из информационной теории известно, что амплитудные измерения уступают в точности и помехозащищенности частотнофазовыми методам. При использовании последних чувствительность методов акустической визуализации должна значительно возрасти.

До недавнего времени прозвучиванием сильно поглощающих сред на ультразвуковых частотах никто в научном мире не занимался в виду колоссального ослабления сигнала в них. Мы впервые обратили внимание на аномальные особенности отражения ультразвука от ДС, теоретически их объяснили, связав с вязкостью, контактной прочностью и другими свойствами сред. Используемая в исследованиях установка содержала цифровой осциллограф HAMEG 250 MHz, позволявший по интерфейсу RS232 со скоростью 115,2 Кбит/с передавать осцилограммы излученных и принятых пьезокерамическими преобразователями сигналов в компьютер для последующей математической обработки в программной среде Matlab 6.1.

Автор благодарен РФФИ и БРФФИ за финансовую поддержку (гранты 02-02-81030 Бел2002-а и Ф02Р-076, 04-02-81058, 03-02-17443).

- 1. Костюк Д.А., Кузавко Ю.А. // ПЖТФ. 2001. Т.27, № 23. С.31-40.
- 2. Данилевский В.П., Костюк Д.А., Кудинов Н.В., Кузавко Ю.А. //Обзор. Материалы. Технологии. Инструменты. 2003. Т. 8, №3. С.104-112.

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ВЕНТИЛЬНЫХ МЕТАЛЛАХ

Кузавко Ю. А., Костюк Д. А.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь <u>kuzavko@newmail.ru</u>

Наибольшее распространение технология микродугового пламенного оксидирования (МДО) [1] получила для обработки так называемых вентильных металлов (Al, Mg, Ti, Ta и др.), т. е. металлов, чьи оксидные пленки, формируемые электрохимическим путем, обладают униполярной проводимостью. Данная технология использована нами для получения нанокристаллических композиционных керамических покрытий на алюминии – корунда α-Al₂O₃ и на магнии – окиси MgO. При этом размеры нанокристаллов, составляющих основу матрицы покрытия, по данным микроскопических измерений составляли преимущественно 600-100нм. Толщина покрытия находилась в этих же пределах. Технология МДО позволила получить уникальные, в том числе, многослойные, покрытия по твердости, термо- и износостойкости, антикоррозионной стойкости, обладающие диэлектрическими, а при определенные условиях – полупроводниковыми свойствами. При этом плотность тока у поверхности покрытия достигала 4кA/м².

Исследуемые образцы представляли собой параллелепипеды 20х20х6мм из чистого Al 99,99 и Mg 99,9, дюралюминиевые диски Ø20х6мм, а также дюралюминиевые клинья из пластины толщиной 4мм и углом среза 15°. При этом в области вершины клина композиционное керамическое покрытие достигалось сплошным. В последнем случае после химического травления образцов оценивалась переходная область между окислом и металлом. В результате проведенного усовершенствования технологии МДО были достигнуты следующие характеристики корундового покрытия на Al: микротвердость – 30ГПа, адгезионная прочность сцепления покрытия с материалом – 450МПа, толщина покрытия – 1-0,1мкм, коэффициент трения – 0,015.

С помощью цифрового осциллографа HAMEG1507 и персонального компьютера фиксировалась временная динамика анодного и катодного потенциалов, а также их разности для некоторых из выше указанных образцов. Параллельно этому исследовалась также временная динамика отражения продольных акустических импульсных сигналов частоты основной гармоники 5МГц от плоской границы покрываемого образца с электролитической жидкостью [2]. При использовании 16-битного АЦП точность измерения толщины покрытия амплитудными ультразвуковыми средствами составила 100нм, а частотно-фазовыми – на один-два порядка выше. По таким информационным измерениям удавалось непрерывно в ходе технологического процесса судить о целом ряде физико-технических и трибологических характеристик получаемых покрытий.

Авторы благодарны РФФИ и БРФФИ за частичную финансовую поддержку (гранты 02-02-81030 Бел2002-а и Ф02Р-076).

- Данилевский В.П., Кузавко Ю.А.// 2-й Международный симпозиум по трибофатике. Москва. 1996. С.96.
- 2. Данилевский В.П., Костюк Д.А., Кудинов Н.В., Кузавко Ю.А. //Обзор. Материалы. Технологии. Инструменты. 2003. Т. 8, №3. С.104-112.

ЗЕРНОГРАНИЧНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОФАЗНЫХ КОМПОЗИТАХ МЕДЬ-МОЛИБДЕН

Ильинский А. И., Лябук С. И., Зубков А. И.

Национальный технический университет «ХПИ», г. Харьков, Украина ilinsky@kpi.kharkov.ua

Одним из способов получения нанофазных композитов с весьма высокими функциональными свойствами является кристаллизация из паровой фазы в вакууме (PVD-технология). Ранее было показано [1, 2], что определяющее влияние на прочность композитов оказывают размеры наночастиц упрочняющей фазы. В этой связи исследовалось влияние дисперсности частиц на релаксацию напряжений. Композиты Cu-Мо в виде фольг толщиной 20-40 мкм, содержащие от 0,3 до 1,2 об. % Мо, подвергались ступенчатому отжигу при 900° С в интервале от 2 до 15 часов. Средний размер зерна практически не изменялся и составлял ~1 мкм, тогда как размеры частиц возрастали от 5 до 45 нм. Согласно представлениям о дисперсном упрочнении, указанный рост частиц и следовательно, увеличение межчастичного расстояния приводит к снижению предела текучести композитов от 0,6 до 0,2 ГПа (1,2 об. % Мо). Что касается относительной глубины релаксации $\Delta\sigma/\sigma_0$ ($\Delta\sigma$ – падение напряжения на пределе текучести $\sigma_{0,1}$), то она изменяется немонотонно – после заметного снижения на кривой появляется максимум, высота которого зависит от содержания Мо. Проведен анализ данного нового эффекта, который объясняется конкурирующим влиянием зернограничных и межфазных источников подвижных дислокаций и свидетельствует о возможности зернограничной релаксации напряжений в нанофазных композитах.

- 1. Зубков А.И., Ильинский А.И., Подгорная О.А. и др. О возможности старения быстрозакаленных сплавов Си-Мо // ФММ.-1990.-в. 10.-С. 197.
- 2. Il'insky A.I., Lyabuk S.I., Zubkov A.I. Relaxation resistance of copper films strengthened with molybdenum nanoparticles // Functional Materials.-2003.-10, №1.-P.52-54.

ВЛИЯНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИИ И НЕЛИНЕЙНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА НА РАСПРОСТРАНЕНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН

Карпук М. М.¹, Костюк Д. А.³, Кузавко Ю. А.², Шавров В. Г.²

- 1 Koszalin Technical University, Koszalin, Polska
- 2 Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, kuzavko@newmail.ru
- 3 Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

В последнее время большое внимание уделяется созданию и исследованию нового класса функциональных материалов – ферромагнитных сплавов Гейслера Ni_{2+x+y}Mn_{1-x}Ga_{1-y}, в которых возможно обратимое управление их формой с помощью температуры и магнитного поля. Ниже точки Кюри кристалл Ni₂MnGa испытывает мартенситное превращение (ФП) из кубической высокотемпературной фазы в тетрагональную низкотемпературную фазу ($T_{MA} = 215$ K) через промежуточную модулированную – предмартенситную (ПМ) фазу ($T_{IIM} = 255$ K), в области которых наблюдаются существенные особенности скорости и поглощения акустических волн. Особенно сильно смягчается поперечная мода TA₂ в окрестности ПМ $\Phi\Pi$ с волновым вектором k = $(\xi,\xi,0)$ при $\xi = 0,33$ и вектором поляризации $\vec{e} = (1\,\overline{1}\,0)$. Так, для нее скорость изменяется от 740м/с (T = 300К) до 614м/с ($T_{\Pi M} = 255$ К) и 903м/с ($T_{MA} = 215$ К) при частоте f =3,7 МГц, согласно экспериментальным данным Тривисонно [3]. Теоретически скорость ТА₂ в точке ФП превращается в ноль, и, следовательно, индуцируемая при ФП акустическая анизотропия А кристалла обращается в бесконечность. Экспериментально достигнуто A = 28 при ПМ $\Phi \Pi$. Для сравнения, в гематите A = 4 в области его ориентационного фазового перехода. Указанное обстоятельство стимулировало исследование отражения LA и TA при их наклонном падении в кристаллографической плоскости (100) от свободной поверхности кристалла. При рассмотрении отражения и преломления акустических волн на плоской границе Ni₂MnGa (в области ФП) и жидкости показана возможность эффективного управления с помощью температуры и поля углами отражения и преломления, а также коэффициентами преобразования типов волн. Установлено возникновение двух критических углов падения только для поперечной волны, при этом в окрестности ФП возникающее сопутствующее поверхностное колебание (СПК) начинает излучаться в объем.

Отражение и преломление продольных и поперечных волн на границе Ni₂MnGa уже связано с возникновением трех критических углов падения. Начиная с некоторых критических углов падения, продольная, а в последствии поперечная волна в Ni₂MnGa становятся неоднородными и скользящими вдоль границы СПК, а при большей степени близости кристалла к точке ПМ ФП возможно их переизлучение в объем. Полученные аналитические результаты численно продемонстрированы для Ni₂MnGa, граничащего с водой или кварцем.

Обсуждается влияние сильного нелинейного упругого и магнитоупругого взаимодействия, имеющего место в ферромагнитных кристаллических сплавах Гейслера Ni₂MnGa с памятью формы, на генерацию высших гармоник при распространении акустических волн.

Авторы благодарны РФФИ и БРФФИ за финансовую поддержку (гранты 02-02-81030 Бел2002-а и Ф02Р-076, 04-02-81058, 03-02-17443).

- 1. Кузавко Ю.А., Шавров В.Г., Акуст. эк. 39,6(1993)
- 2. Карпук М.М., Костюк Д.А., Кузавко Ю.А., Шавров В.Г., ПЖФ //ЖТФ//
- 3. ФММ // Акуст. эк.

АКУСТИЧЕСКИЕ СПЕКТРАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СВЕРХУПРУГОСТИ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА

Карпук М. М.¹, Коледов В. В.², Костюк Д. А.³, Кузавко Ю. А.², Шавров В. Г.²

1 - Koszalin Technical University, Koszalin, Polska

2 - Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, kuzavko@newmail.ru

3 - Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

Ранее [1, 2] была получена информация об акустических свойствах поликристаллов ферромагнитных сплавов Гейслера Ni_{2+x+y}Mn_{1-x}Ga_{1--y} с памятью формы. Изучено влияние интенсивной низкочастотной (НЧ) ультразвуковой волны на мартенситный фазовый переход (ФП) и эффект памяти формы (ЭПФ), а также обнаружен новый класс эффектов – магнитоакустопсевдопластических, связанных с влиянием на деформацию и ФП совместно действующих магнитного поля и НЧ ультразвука. Здесь рассматривается отражение ультразвуковой высокочастотной (ВЧ) волны от границы твердотельного волновода с поликристаллическим образцом Ni-Mn-Ga размерами 16×6×4мм, подверженного совместному действию магнитного поля (0 – 2 Тл) и НЧ ультразвука (0 -800 Вт при частотах 18; 22; 44 кГц). Интенсивный ультразвук достигался использованием ланжевеновских пьезокерамических излучателей с концентраторами, запитываемых от двух генераторов УЗГ-3-0,4. Переменное давление в образце Ni-Mn-Ga составляло ~10МПа. Согласно литературным данным, постоянное давление такой величины смещает точку $\Phi\Pi \Delta T_{MA} \sim 10^{-1}$ К. Экспериментально же достигалось $\Delta T_{MA} \sim 1$ К, т.е. на порядок выше. Объяснение этому можно найти в специфике низкочастотного напряжения по сравнению с постоянным. Интенсивный ультразвук генерирует в образце множество дислокаций, которые служат центрами закрепления возникающей новой фазы. Более того, создаются высокие скорости деформации материала ~1м/с. В результате в обычных материалах происходит упрочнение (разупрочнение) в зависимости от их исходного состояния.

В экспериментальных измерениях использовался цифровой осциллограф HAMEG 250MHz, позволявший получать цифровые осциллограммы сигналов возбуждения, излучения, отражения и прохождения и их передачу по интерфейсу RS232 со скоростью 115,2 Кбит/с для сохранения в персональный компьютер. Измеренная скорость продольной волны в образце при комнатной температуре составила 3800м/с при затухании 40дБ/см. Уменьшение скорости звука при переходе образца из его парамагнитной области в точку мартенситного ФП T_{MA} =40С составило 5% при увеличении длительности отраженного акустического сигнала в 5 раз. Для объяснения экспериментальных результатов развита теория отражения акустического импульсного сигнала от диссипативной среды, в качестве которой рассматривается Ni Mn Ga, проявляющий сильное поглощение ультразвука. Для описания его акустических свойств привлекалась модель упруговязкого тела, учитывающего релаксацию возникающих напряжений. Развитая теория является приложением общих положений акустики диссипативных сред [3] и объясняет получение результаты.

Авторы благодарны РФФИ и БРФФИ за финансовую поддержку (гранты 02-02-81030 Бел2002-а и Ф02Р-076, 04-02-81058, 03-02-17443).

Список литературы

- 1. Buchelnikov V., Dikshtein I., Kuzavko Yu., Shavrov V. et all // JMMM.2004.
- Koledov V., Borisenko I., Kuzavko Yu., Shavrov V. et all // J.Radioelectronics. 2003. № 9 (http:// jre.cplire.ru/jre/sep03/1/text.html).
- 3. Данилевский В.П., Костюк Д.А., Кудинов Н.В., Кузавко Ю.А.//Обзор. Материалы. Технологии. Инструменты. 2003. Т.8, №3. С. 104-112.

ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТЫ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА

Коледов В. В.¹, Кузавко Ю. А.^{2,3}, Шавров В. Г.²

1 - Koszalin Technical University, Koszalin, Polska

- 2 Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, kuzavko@newmail.ru
- 3 Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

Интерметаллиды из класса Гейслеровых сплавов Ni-Mn-Ga привлекли к себе большое внимание в середине 90-х г.г., благодаря редкому сочетанию ферромагнитного упорядочения и термоупругого структурного (мартенситного) перехода (МП). В них был обнаружен эффект гигантских (до 10%) деформаций за счет перестройки двойниковых мартенситных вариантов во внешнем магнитном поле. Работы в области магнитоуправляемых деформаций за счет перестройки мартенситных двойников перешли из стадии научного поиска на уровень промышленного использования. Представляется весьма перспективным использование классической памяти формы (КПФ - за счет магнитоиндуцированного МП), так как оно, в отличие от магнитоиндуцированных деформаций, позволяет управлять деформациями любого вида: кручения, сжатия и растяжения, сдвига, изгиба, сдвига. В то же время магнитоуправляемая КПФ требует высоких полей ≈10Тл. Нами была высказана гипотеза, подтвержденная экспериментально, о том, что при совместном действии ультразвука и поля можно добиться снижения необходимых управляющих полей. Воздействие мощных УЗ на МП в Ni-Mn-Ga впервые изучалось в [1], где наблюдалось влияние интенсивного (0.1 кВт) УЗ ЗЗкГц на МП и КПФ. Здесь излагается расширение таких исследований на частотные диапазоны 17,5-19,3; 20,4-23,0; 39,6-45,0 кГц и при интенсивности УЗ до 0.8кВт. Смещение точки МП превращения под действием переменного давления УЗ составляет 1К/МПа и несколько возрастает с ростом частоты. При частоте 22кГц возможное смещение ∆Т_{МА}≈8К. Известно, что напряжение течения при пластическом деформировании твердого тела может уменьшаться при наложении на него дополнительных колебательных напряжений. Происхождение такого акустопластического эффекта объясняется приложением к кристаллу переменного напряжения, увеличивающего скорость термоактивиционной

пластической деформации и способствующего продвижению дислокаций под действием внешнего механического напряжения в хаотическом поле дефектов и дислокаций. В материалах с КПФ зависимость деформации от внешнего напряжения обусловлена, в основном, не движением дислокаций, а фазовым МП. Картина упругих явлений в этих материалах похожа на пластическую, но деформация зачастую полностью обратима при снятии напряжений.

В ходе исследований магнитной восприимчивости Ni–Mn–Ga при деформации в присутствии интенсивного УЗ показано, что такое воздействие может вызвать МП при постоянной температуре, сужая гистерезиеную часть температурной зависимости восприимчивости вблизи МП. Обнаружено, что обратимая деформация нагруженного образца при изменении поля (гигантская магнитострикция) при постоянной температуре вблизи МП возрастает под воздействием интенсивного УЗ. Полученные результаты раскрывают механизмы снижения управляющих полей КПФ.

Авторы благодарны РФФИ и БРФФИ за финансовую поддержку (гранты 02-02-81030 Бел2002-а и Ф02Р-076, 04-02-81058, 03-02-17443).

1. Коледов В.В., Коноплева Р.Ф., и др. // 5-й Международный. семинар «Магнитные фазовые переходы». Махачкала.Россия. 2002. С. 69-71.

ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ РЭЛЕЕВСКИХ ВОЛН В ФЕРОМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛАХ ГЕЙСЛЕРА В ОБЛАСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Карпук М. М.¹, Кузавко Ю. А.^{2,3}, Шавров В. Г.²

1 - Koszalin Technical University, Koszalin, Polska

2 - Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, <u>kuzavko@newmail.ru</u>

3 - Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

Некоторые сплавы металлов испытывают кристаллографически обратимые, термоупругие мартенситные превращения, сопровождающиеся эффектом памяти формы (ЭПФ). Процесс возвращения к первоначальной форме связывается с обратимым обращением деформированной мартенситной фазы в высокотемпературную аустенитную фазу. В сплаве Гейслера Ni_{2+x+y}Mn_{1-x}Ga_{1-y} структурное превращение мартенситного типа наблюдается в ферромагнитной матрице, и доказано, что ЭПФ может быть управляем внешним магнитным полем. Этому кристаллу присущи также предмартенситный (модулированный) и ориентационные фазовые переходы (ФП). В таких соединениях обнаружена поперечная мягкая мода TA₂, распространяющаяся вдоль направления [110] и связанная с обращением в ноль в точке ФП упругого модуля $C' = (C_{11} - C_{12})/2$. Параметр акустической анизотропии $A = C_{44}/C'$ кристалла Ni₂MnGa весьма велик и, согласно [1], достигает A = 28 в окрестности предмартенситного ФП.

Здесь выполнено теоретическое исследование поверхностных акустических волн (ПАВ) на гранях (100) и (110) Ni₂MnGa в области его предмартенситного и мартенситного ФП как в ферромагнитном [2], так и парамагнитном состояниях. В аустенитной фазе кристалл является кубическим O_h , а в мартенситной фазе – тетрагональным D_h . Его ферромагнитный момент \vec{M}_0 ориентирован вдоль оси [111], но в низкотемпературной фазе \vec{M}_0 может отклониться к оси [001] и даже с ней совпасть. Рэлеевская волна является комбинацией продольных и поперечных волн и несет дополнительную информацию, по сравнению с объемным звуком, об упругих модулях, синтезируемых образцов Ni_{2+x+y}Mn_{1-x}Ga_{1-y}, его ФП, динамике мартенситных вариантов и магнитных доменов. В парамагнитном состоянии кристалла ПАВ с \vec{k} [[110] является двухпарциальной с изменением скорости (\approx 10%) и ростом затухания (более 40дБ/см) в окрестности ФП. В ферромагнитном состоянии кристалла в силу несовпадения направлений \vec{k} и \vec{M}_0 ПАВ всегда является обобщенной (четырехпарциальной), при этом на ее характеристики оказывает существенное влияние магнитное поле.

При мартенситном ФП рельеф поверхности кристалла заметно деформируется вследствие возникновения мартенситных вариантов, что будет препятствовать распространению высокочастотных ПАВ. Влияние магнитной подсистемы кристалла на ПАВ скажется слабо в силу небольшой магнитострикции соединений Ni_{2+x+y}Mn_{1-x}Ga_{1-y}. Численные расчеты ПАВ выполнены в программной среде Matlab 6.1 и данных [1] по скорости и поглощению объемных волн в Ni₂MnGa.

Авторы благодарны РФФИ и БРФФИ за финансовую поддержку (гранты 02-02-81030 Бел2002-а и Ф02Р-076, 04-02-81058, 03-02-17443).

- 1. Stenger T.E., Trivisonno J.// Phys. Rev. B. 1998. Vol. 57. P.2735-2744.
- Karpuk M.M., Kostjuk D.A., Kuzavko Yu.A., Shavrov V.G. // International Conference on Magnetism. ICM 2003. Italy. Roma. Book of abstracts. P.87.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОРУНДОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА АЛЮМИНИИ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ

Костюк Д. А., Кузавко Ю. А.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь, <u>kuzavko@newmail.ru</u>

Метод микродугового плазменного анодно-искрового оксидирования (МДО) позволяет получать на вентильных металлах уникальные по своим физико-химическим свойствам композиционные керамические покрытия [1]. За счет варьирования состава электролита и режима оксидирования достигается получение антикоррозионных, износостойких, диэлектрических, а при определенных условиях полупроводниковых, теплозащитных, сверхтвердых и упрочняющихся, декоративных покрытий. Наличие в растворе электролита небольшого количества карбоксильных, амидных или гидроксильных групп значительно увеличивает адгезию вследствие образования водородных связей с гидратированной поверхностью оксида вентильного металла.

Проведено исследование интенсификации процесса МДО алюминия и его сплавов с помощью интенсивного низкочастотного (17,5-19,3; 20,4-23,0; 39,6-45,0 кГц) ультразвукового воздействия до 1кВт/см² и его влияния на характеристики образуемого сверхтвердого композиционного керамического покрытия. Ультразвук позволяет ускорить технологический процесс и управлять структурой покрытия, внедрять в поры образуемой пленки частицы графитового и фулеренового порошков, что обеспечивает сухую смазку и высокую износостойкость контактирующих поверхностей узлов трения [2]. Определены физико-химические особенности взаимодействия ультразвуковых и электрических полей и их влияние на образование покрытия, выбор состава электролита и режимы электролиза. Практическая значимость выполняемой работы заключалась в улучшении эксплуатационных характеристик приготавливаемых изделий, а также их удешевлении вследствие замены дорогостоящих материалов на более дешевые. Так, например, при изготовлении режущего инструмента необязательным становится использование высоколегированных сталей, т.к. может быть применен дешевый алюминий с корундовым покрытием, обеспечивающим требуемые параметры резки.

Используемая ультразвуковая установка ускорения нанесения покрытий на вентильные металлы включает в себя низкочастотный ультразвуковой генератор УЗГ с потребляемой 2,2кВт и выходной мощностью 0,8кВт; кавитационную ванну емкостью 10л, на дне которой закреплены три ультразвуковых пьезокерамических излучателя ланжевеновского типа с подключаемым к генератору для передачи максимальной мощности в электролит ванны плоским воздушным соленоидом с индуктивностью в резонанс с суммарной емкостью излучателей.

Авторы благодарны РФФИ и БРФФИ за финансовую поддержку (гранты 02-02-81030 Бел2002-а и Ф02Р-076, 04-02-81058, 03-02-17443).

- 1. Данилевский В.П., Костюк Д.А., Кузавко Ю.А.// Международный симпозиум "О природе трения твердых тел". Гомель. 2002. С. 68-69.
- 2. Данилевский В.П., Костюк Д.А., Кудинов Н.В., Кузавко Ю.А. //Обзор. Материалы. Технологии. Инструменты. 2003. Т. 8, №3. С.104-112.

YOUNG'S MODULUS AND INTERNAL FRICTION OF BIOMORPHIC SiC/Si COMPOSITE ON THE BASE OF EUCALYPTUS

Smirnov B. I., Kardashev B. K., Burenkov Yu. A., de Arellano-Lopez A. R.*, Martinez-Fernandez J.*, Varela-Feria F. M.*

Ioffe Physico-Technical Institute, Russian Academy of Sciences, St.Petersburg, Russia smir.bi@mail.ioffe.ru * Universidad de Sevilla, 41080 Sevilla, Spain

It is for the last ten years that physical and mechanical properties of biomorphic SiC/Si composites are under study. They are the new kind of ceramics (ecoceramics – environment conscious ceramics) with a channel structure. The present work deals with their acoustic properties (Young's modulus E and logarithmic decrement δ) measured at 116-296 K in a wide strain amplitude range which allows one to investigate both linear and non-linear material behaviour under vibrational stresses.

Bio-SiC/Si composites were prepared by a technique of the melted Si infiltration in vacuum into a porous carbonized wood (white eucalyptus) after its pyrolisis in the Ar atmosphere at 1000°C. The material had a cellular structure stretched along the tree upgrowth. The cells contained a residual carbon and pores of about 100 μ m partially filled with Si. The samples for the acoustic tests were rods of a rectangular cross-section (~16 mm²) and ~50 mm length. The orientation of the rods was along the cells stretching (tree height). Acoustic measurements were made by a resonant composite oscillator technique using longitudinal vibrations at frequencies of ~100 kHz.

Some unexpected effects have been revealed during vibrational loading of the samples in air and vacuum environments. It has been found that the effective modulus E becomes higher and decrement δ becomes lower at continuously increasing strain amplitude ϵ when the measurement is made in air at room temperature. The changes are mainly irreversible: after ϵ decreasing the Young's modulus E at low amplitudes reveals higher value as compared with the initial one and the decrement δ decreases by about 50%. Some time later, the curves E(ϵ) and $\delta(\epsilon)$ show the recovery effect if the sample is kept in the air after the first measurement. In vacuum, during the pumping, the values of E and δ increase and decrease, respectively, that is similar to the above mentioned high amplitude excitation effect. Besides, the curves E(ϵ) and $\delta(\epsilon)$ obtained in vacuum are qualitatively the same as in the air. One notices the similar behavior of E(ϵ) and $\delta(\epsilon)$ at low temperatures as well.

One can conclude from the available results that, in bio-SiC composites, there exist at least two mechanisms which influence on their elastic and anelastic properties. The first one is due to an adsorption and/or desorption of gases which are in the air (presumably because of the pores and residual carbon). The second one is associated with microplastic deformation that arises due to dislocations or any other structural entities which can make an oscillatory movement under ultrasonic stresses and, in this way, can increase both the damping and non-linear anelastic strain.

This work is supported by the Russian Foundation of Basic Researches (Grant N 04-03-33183) and by the Ministerio de Ciencia y Technologia of Spain (Project MAT 2003-05202-C02-01).

ELECTRIC RESISTIVITY ANISOTROPHY OF BIOMORPHIC SiC/Si COMPOSITES ON THE BASE OF SAPELE

Orlova T. S., Smirnov B. I., De Arellano-Lopez A. R.*, Martínez Fernández J.*, Sepúlveda R.*

Ioffe Physico-Technical Institute, Russian Academy of Sciences, St.Petersburg, Russia orlova.t@mail.ioffe.ru

* Departamento de Fisica de la Materia Condensada, Universidad de Sevilla, P.O. Box 1065, 41080 Sevilla, Spain

Electrical resistivity of Sapele based biomorphic SiC/Si materials was measured in a wide range from 10 K to room temperature. The samples were fabricated by the reactive infiltration of molten silicon into a carbonized Sapele (African Entandrophragma Cylindricum) wood preform. All the studied samples contained residual Si (10-35 wt%). The volume fraction of the remaining Si in a sample was calculated by topological measurements of SEM images. An estimation of the summary interface area between Si and SiC per the unit volume for the studied samples was made on the basis of SEM image analysis.

It was found that the resistivity-temperature ($\rho(T)$) dependences have semi-metallic behaviour which becomes very close to linear metallic one at 100 K<T<300 K. The obtained values of resistivity were quite low ($\rho \approx 0.002$ -0.02 ohm cm) and showed strong anisotropy: the resistivity along the wood grown axis was several times higher compared with one in the perpendicular direction. The extent of this anisotropy was in a correlation with the amount of residual Si (hence, with the amount of the residual porosity) in a sample. The resistivity perpendicular to the wood grown axis drastically increased with the Si content, whereas the resistivity parallel to it did not depend practically on the Si content. It is suggested that presence of residual carbon in the samples and carrier scattering at Si/SiC interphases could determine the observed character of $\rho(T)$ dependences.

This work was supported by the Russian Fund for Fundamental Research (Grant N 04-03-33183) and by the Ministerio de Ciencia y Technologia of Spain (Project MAT 2003-05202-C02-01).

ПРОЧНОСТНЫЕ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОФАЗНЫХ КОМПОЗИТОВ Сu-Ta

Зубков А. И., Субботин А. В., Зеленская Г. И.

Национально-технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина, <u>zekenskaya@kpi.kharkov.ua</u>

Изучены структура, прочностные и электрофизические свойства конденсатов бинарной системы Cu–Ta, компоненты которой не имеют взаимной растворимости в равновесных условиях. Объекты представляли собой фольги толщиной до 50 мкм. Показано, что при конденсации двухкомпонентного пара на холодной подложке в вакууме формируются конденсаты с высокодисперсной зеренной структурой менее 0,2 мкм и образуется пересыщенный твердый раствор тантала в кристаллической решетке меди. Степень растворимости тантала зависит от технологических условий получения.

Структура и свойства фольг отличаются высокой термической стабильностью; отжиг при температуре 650 °С в течение двух часов не приводит к заметному изменению структурных параметров и физических свойств. Необратимый распад пересыщенного раствора происходит при температурах выше 700 °С, с возникновением пика дисперсионного твердения. Таким образом, варьируя технологические условия кристаллизации и режимы последующей термообработки, удастся получить композиты системы Сu-Ta с нанофазной структурой, обладающей высокими прочностными и электрофизическими свойствами. Например, фольги с содержанием тантала около 1 объемного процента имеют предел прочности на уровне 1000 МПа при электропроводности составляющей 50% от чистой меди.

О ПРОЧНОСТИ СТАРЕЮЩИХ СПЛАВОВ И ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НАНОФАЗНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Зубков А. И., Ильинский А. И.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина, zekenskaya@kpi.kharkov.ua

Изучены прочностные свойства фольг толщиной до 50 мкм бинарных систем на основе меди; Си–Мо, W, Ta, имеющих нанофазную структуру. Объекты получали конденсацией смесей их паров на холодной подложке в вакууме.

Сравнение прочностных свойств этих материалов и дисперсионно-твердеющих сплавов (ДТС) и дисперсно-упрочненных композиционных материалов (ДКМ) на основе меди, полученных традиционными жидко- и твердофазными методами свидетельствует о перспективности использования вакуумной технологии для получения материалов с максимальной прочностью. Это связано со способностью любых веществ и элементов, которые не имеют взаимной растворимости и не смешиваются ни в жидком ни в твердом состоянии, образовывать однородные смеси на молекулярном и атомном уровнях в паровой фазе. Конденсация таких паровых смесей на подложке в вакууме позволяет получить в твердом состоянии как пересыщенные растворы типа ДТС так и высокодисперсные структуры типа ДКМ. Именно такими системами являются изученные конденсаты Си–Мо, W, Ta. Их компоненты не имеют взаимной растворимости ни в жидком, ни в твердом состояниях.

Проведенные исследования показали, что для реализации максимальных прочностных свойств необходимо получать в исходном конденсированном состоянии пересыщенные твердые растворы молибдена, вольфрама и тантала в кристаллической решетке меди, а затем формировать композиционные структуры путем последующей термической обработки.

Полученные таким способом объекты обладают характерными для ДТС и ДКМ высокой прочностью и температурной стабильностью структуры и свойств соответственно.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ ПО ИЗОТЕРМАМ СЕГРЕГАЦИИ

Смирнов А. Н., Жевненко С. Н., Климов М. Ю., Коженков А. С.

Московский Государственный Институт Стали и Сплавов (Технологический Университет), Москва, Россия, <u>a.smirnov@misis.ru</u>

Предложен способ расчета поверхностного натяжения бинарных сплавов по данным ОЭС исследований [1,2]. Для сплавов железа и меди определены параметры зернограничной сегрегации (X_b^0, b) и рассчитаны значения поверхностного натяжения границ зерен (γ_b) из уравнения Шишковского:

$$\gamma_b = \gamma_{0b} - ZRT\ell n(1+bX),$$

где γ_{0b} – поверхностное натяжение границ зерен растворителя, R и T – универсальная газовая постоянная и абсолютная температура соответственно, X – объемная концентрация растворенного вещества, выраженная в мольных долях, а $b \sim \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right)$, где ΔH – теплота сегрегации. Величина $Z = X_b^0 N \Gamma_m$ - соответствует максимальному количеству сегрегационных мест, где X_b^0 – доля (от монослоя) доступных для сегрегации мест в границе зерна, N – число монослоев, в которых сосредоточен избыток примеси, а Γ_m – количество сегрегированных атомов (моль/м²), соответствующих монослойному покрытию.

Найденные значения поверхностного натяжения границ зерен (γ_b , таблица) сопоставлены с данными, полученными методом нулевой ползучести [3,4].

| Система Си - Sb | | | | | | Система Fe - Р | | | | | |
|--|-----|-----|-----|-----|--|---|-----|-----|------|------|------|
| $X \cdot 10^4$ | 33 | 78 | 125 | 198 | 256 | 1.6 | 3.2 | 8.3 | 11.6 | 30.6 | 59.2 |
| ат.доля | | | | | | | | | | | |
| $T = 673 \text{ K}, \ \gamma_{0b} = 688 \text{ мДж/м}^2$ | | | | | $T = 723 \text{ K}, \ \gamma_{0b} = 920 \text{ мДж/м}^2$ | | | | | | |
| γ_b , | 578 | 478 | 403 | 318 | 266 | 779 | 689 | 522 | 454 | 239 | 84 |
| мДж/м ² | | | | | | | | | | | |
| $T = 873 \text{ K}, \ \gamma_{0b} = 656 \text{ мДж/м}^2$ | | | | | | $T = 1073 \text{ K}, \gamma_{0b} = 876 \text{ мДж/м}^2$ | | | | | |
| γ_b , | 508 | 373 | 272 | 156 | 86 | 841 | 810 | 724 | 678 | 387 | 313 |
| мДж/м ² | | | | | | | | | | | |

Таблица Поверхностное натяжение ГЗ в сплавах железа и меди

Список литературы

- 1. Erhart H., Grabke H.J.// Metal Science 1981. V.15. P.401-408
- 2. Bokstein B., Smirnov A. // Materials Letters 2003. V.57. P.4501-4504
- 3. Hondros E.D. //Proc. Roy. Soc. A. V.286. 1965. P.479- 498
- 4. Inman M.C., McLean D., Tipler H.R. //Proc. Roy. Soc. A. V. 273. 1963. P.538–570

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ті-Ni, ПОДВЕРГНУТЫХ РКУ ПРЕССОВАНИЮ И КОМБИНИРОВАННЫМ ТМО

Прокошкин С. Д. ¹⁾, Хмелевская И. Ю. ¹⁾, Добаткин С. В. ^{1,2)}, Столяров В. В. ³⁾, Трубицына И. Б. ¹⁾, Коротицкий А. В. ¹⁾, Инаекян К. Э. ¹⁾, Прокофьев Е. А. ³⁾

¹⁾ Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия, <u>prokoshkin@tmo.misis.ru</u>

²⁾ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

³⁾ Институт физики перспективных материалов, Уфа, Россия

Функциональные свойства сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана (обратимая деформация ε_r , реактивное напряжение σ_r , температурный интервал восстановления формы) - структурночувствительные, поэтому различные способы термомеханической обработки (ТМО) СПФ весьма эффективно применяются на практике. Наиболее широко используется схема, включающая низкотемпературную ТМО (НТМО) и последующий отжиг. Возможности регулирования функциональных свойств можно расширить, используя схемы ТМО, приводящие к формированию ультрамелкозернистой (нано- или субмикрокристаллической структуры) в условиях интенсивной пластической деформации (ИПД). ИПД сплавов Ті-49.4 ат.% Ni, Ti-50.2 ат.% Ni и Ti-50.6 ат.% Ni проводили методом многопроходного равноканального углового прессования (РКУП) в интервале температур 400 – 500°С, приводящего к формированию субмикрокристаллической структуры. Полученный уровень функциональных свойств оказался выше, чем после традиционной НТМО прокаткой с последующим полигонизующим нагревом, и значительно выше, чем после закалки. Например, максимальная полностью обратимая деформация, величина которой после закалки сплава Ті-49.4 % Ni составляла всего 2 %, а после НТМО и отжига 400 °C, 1 ч – 4%, в результате РКУП при 450 °C возросла до 6 %. Это является естественным следствием увеличения разности между «дислокационным» пределом текучести и критическим напряжением переориентации мартенсита. Так же соотносятся величины максимального реактивного напряжения.

Целью дополнительных комбинированных ТМО: РКУП в комбинациях с НТМО по разным режимам, а также отжигов непосредственно после РКУП, было оценить возможное направление изменения дополнительного термического или термомеханического воздействия для повышения того или иного функционального свойства. Любая из примененных термомеханических обработок, в том числе в комбинации с РКУП и отжигом, приводит к улучшению комплекса свойств сплава по сравнению с обычной закалкой - одновременному росту максимальной полностью обратимой деформации и максимального реактивного напряжения. Однако при этом не превышается комплекс свойств, полученный непосредственно после РКУП.

Из всех исследованных термомеханических обработок сплавов Ti-50.2 ат.% Ni и Ti-50.6 ат.% Ni в т.ч. комбинированных с РКУП и/или отжигом, наиболее высокий комплекс функциональных свойств получен непосредственно в результате РКУП при 450 °C за 8 проходов.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ПОТЕРЮ ПЛАСТИЧНОСТИ И НЕКОТОРЫЕ ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛИЧЕНСКИХ И АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Спивак Л. В., Скрябина Н. Е.

Пермский государственный университет, г.Пермь, Россия levspivak@permonline.ru

Предпринята попытка установить корреляцию между потерей пластичности при насыщении водородом кристаллических и аморфных сплавов и изменением динамических магнитных (эффект Баркгаузена) и упругих (модуля сдвига, измеренный при крутильных колебаниях) характеристик материалов.

1. Аморфные сплавы на основе железа. Установлено влияние продолжительности электролитического насыщения водородом аморфных сплавов на основе железа (2HCP, Файнемет, железо-хром) на развитие водородной хрупкости и изменение магнитных и упругих характеристик. Показано, что при создании сверхравновесной концентрации водорода данные сплавы переходят в так называемое квазижидкое состояние, характеризующееся резким снижением сопротивлению сдвигом. Состояние повышенной хрупкости сохраняется и после эвакуации водорода из сплавов при длительном вылеживании или их нагреве до 100 \div 150 °C. Введение водорода сопровождается увеличением в 2 \div 3 раза интегральной ЭДС Баркгаузена. В конечном итоге, ЭДС Баркгаузена и упругие характеристики сплавов возвращаются к значениям, близким исходным, хотя сплавы продолжают оставаться в охрупченном состоянии.

2. Кристаллические сплавы эквиатомного состава системы TiNi. Как было ранее нами обнаружено, введение водорода ведет к снижению пластичности сплавов при испытании изгибом. Отжиг наводороженных сплавов выше 500 °C частично восстанавливает их пластичность. Тем не менее, и при введении водорода, и после отжига содержащих водород сплавов, они имеют заметно большее значение модуля сдвига не только в области двухфазности (ниже мартенситной точки), но и при температурах существования только В2 фазы. Как известно, увеличение модуля сдвига должно быть связано в этом случае с усилением сил межатомного взаимодействия.

3. Кристаллические, аморфные и аморфно-кристаллические сплавы квазибинарной системы TiNi-TiCu. Введение водорода в сплавы этой системы во всех случаях ведет к их охрупчиванию, что особенно заметно для сплавов, находящихся в аморфном состоянии. Процесс потери пластичности сопровождается увеличением модуля сдвига для кристаллических сплавов, его уменьшением для аморфных сплавов и некоторой суперпозицией этих эффектов для аморфно-кристаллического состояния.

Таким образом, для всех трех систем, введение водорода сопровождается потерей пластичности. Однако корреляции с изменением при этом динамических магнитных и упругих характеристик не обнаружено. Это свидетельствует, с нашей точки зрения, о глубоком изменении состояния сплавов при их взаимодействии с водородом. Потеря пластичности является одним из многих аспектов такого взаимодействия.

Авторы выражают признательность Российскому фонду фундаментальных исследований (грант 03-02-16561) за поддержку исследований в этом направлении.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА АРМАТУРЫ ДИАМЕТРОМ 25-28 ММ С ВЫСОКИМИ ПЛАСТИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ И ВРЕМЕННЫМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ РАЗРЫВУ БОЛЕЕ 520 МПа

Чинокалов В. Я., Михаленко И. А.

OAO "Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк, Россия, <u>chinokalov_vy@zsmk.ru</u>

В настоящее время в условиях мелкосортного стана 250-2 производится термически упрочненный арматурный прокат из стали марки Ст3пс классов прочности А400С и А500С по ТУ 14-1-5254-94.

Для унификации производственного процесса и упрощения процедуры формирования пакетов заказов необходимо, чтобы вся арматура средних классов прочности имела предел текучести не менее 520 МПа и пятикратное относительное удлинение более 16%.

Однако промышленное производство арматуры класса A500C диаметром 25 и 28 мм на существующей трассе термического упрочнения (ТТУ) оказалось невозможным из-за нестабильности механических свойств.

Целью настоящей работы является гарантированное получение арматуры №№25 и 28 класса прочности А500С с повышенными пластическими характеристиками (δ_5 не менее 16%).

Для достижения поставленной цели в части интенсивности теплоотвода, количества и сочетания интервалов "охлаждение-отогрев" были разработаны математическая модель и программа расчета, позволяющие прогнозировать влияние прерывистой закалки на распределение температур и структурно-фазового состава в сечении арматурного стержня.

С учетом результатов математического моделирования разработаны технические условия и изготовлено оборудование для проведения реконструкции. Опробование новой трассы и исследование опытных партий арматуры показало, что теоретические прогнозирование структурного состава достаточно точно совпадает с экспериментальными результатами.

Исследованием макроструктуры травленого шлифа определено градиентное строение стержней, в сечении которых условно выделены 4 концентрических структурных слоя: осевая зона, 1-й и 2-й переходный и поверхностный слои. Полученный структурный состав стержней, упрочненных в трассе после реконструкции, позволил обеспечить уровень предела текучести 530-560 МПа и относительного удлинения 17-20%.

При выполнении данной работы получены следующие результаты:

1. Разработана математическая модель кинетики процесса структурообразования.

2. Изучено методами математического моделирования и лабораторного эксперимента градиентное структурно-фазовое состояние, формирующееся при различных режимах термического упрочнения стержневой арматуры.

3. Установленные закономерности формирования структуры и механических свойств в стали Ст3пс использованы при проведении реконструкции ТТУ и выборе технологических режимов прерывистой закалки.

4. Разработана гибкая технология термического упрочнения, обеспечивающая получение слоя из прочных и пластичных структур, что гарантирует выполнение заявленных в работе целей: производство арматуры диаметром 25 и 28 мм с пределом текучести не менее 520 МПа и пятикратным относительным удлинением более 16%.

МИКРОСТРУКТУРА ПОЛИМЕРНЫХ ЦЕПЕЙ И РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИИЗОПРЕНОВ

Эгамов М. Х., Каримов С. Н.

Худжандский научный центр АН Республики Таджикистан <u>muchtor@khj.tajik.net</u>

Целью работы является изучение влияния микроструктуры синтетического стереорегулярного полиизопрена (ПИ) на релаксационные процессы и выяснение природы этого явления в условиях эксплуатации. В качестве микроструктур ПИ приняли содержание 1,4- цис-, 1,4-транс-, 1,2 -и 3,4-звеньев в процентных соотношениях. В эластомерах типа ПИ главным релаксационным переходом является стеклование (α -переход) с основной характеристикой его – температурой стеклования T_{α} . Важно отметить, что T_{α} , как и температуры других релаксационных переходов T_i , зависит от временных режимов испытаний: времени наблюдения τ (релаксация напряжения), частоты деформации ν и скорости нагревания ω .

Для цис – и транс- ПИ, не содержащего 1,2 -звеньев, температура стеклования одинакова и предельно низка ($T_c = -71^{0}$ C). Присутствие же 1,2 – или 3,4-звеньев сильно повышает T_c до 30⁰C. На температуру стеклования могут влиять как внутримолекулярные взаимодействия в самой эластомерной цепи, определяющие внутреннее вращение, т. е. гибкость полимерной цепи, так и молекулярные взаимодействия, характеризуемые плотностью энергии когезии. В этом аспекте причина изменения T_c с изменением микроструктуры полимерных цепей для одного и того же ПИ становится актуальным.

Для выяснения влияния микроструктуры на другие релаксационные переходы проведены исследования ПИ методами релаксационной спектрометрии и ИКспектроскопии. По данным ИК - спектроскопии цепи ПИ содержали 92% 1,4-цисзвеньев, 6% 1,4-транс-звеньев и 2% 1,2-звеньев. Для более четкого выявления релаксационных переходов основные исследования проводили на слабосшитых эластомерах для придания упругих свойств образцам, а в отдельных случаях проводили измерения на несшитых исходных ПИ.

Из изотерм релаксации напряжения при разных температурах были получены непрерывные и дискретные спектры времен релаксации τ_i , а температурные зависимости их в аррениусовых координатах позволили для каждого релаксационного перехода найти предэкспоненциальный коэффициент B_i и энергию активацию U_i . Из всех релаксационных переходах только основной процесс стеклования α и дополнительный α_1 характеризуются зависимостью энергий активацией U_{α} и $U_{\alpha 1}$ от температуры и частоты.

Выше а и а₁ переходов в области высокой эластичности наблюдается ряд известных для эластомеров релаксационных переходов. Наряду с ранее обнаруженными релаксационными переходами в эластомерах, нами выявлено расщепление химических процессов релаксации на $\delta_{s1} = \delta_{s2}$ и δ_c – высокотемпературные переходы. Первые два наблюдаются для каучуков, вулканизованных серой, и связаны с распадом полисульфидных, а δ_{s2} – с распадом моносульфидных поперечных связей. Эти переходы не зависят ни от типа каучука, ни от микроструктуры цепей. Сильно выраженный δ_c -переход на спектре объясняется распадом слабых связей С-С при высоких температурах. Сверхмедленный физический процесс δ_1 отсутствует в спектрах невулканизованных эластомеров. Это приводит к выводу о том, что он связан с вулканизационной сеткой, но не связан с распадом.

ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДЕТАЛЕЙ ХИМИЧЕСКИХ ПРОИЗВОДСТВ (ПЭВД)

Бледнова Ж. М., Касаткин С. В, Мышевский И. С., Стрелевский Д.

Кубанский Государственный технологический университет, Краснодар, Россия, <u>blednova@kubstu.ru</u>, <u>blednova@mail.ru</u>

Высокий уровень выхода из строя элементов химического оборудования, в частности, в производстве ПЭВД [1], значительные экономические потери и сложность ремонтно-восстановительных операций требуют проведения широкого спектра научных исследований с целью выявления причин отказов и последующего расчетного обоснования ресурса на базе оценки напряженно-деформированного состояния. В ряде случаев единственно возможным путем решения проблемы дальнейшей эксплуатации оборудования является восстановление поврежденных элементов с использованием различных технологических решений [2]. Эксплуатация установок ПЭВД потенциально опасна и проходит при высоких давлениях до 320 МПа. Рабочая среда – этилен - взрывоопасна в смеси с воздухом, что делает недопустимым разгерметизацию оборудования. При этом работа арматуры и трубопроводов сопровождается динамическими нагрузками, вызываемыми пульсацией давления. Минимизацию результатов внешних воздействий можно обеспечить «демпфируя» эти воздействия и обеспечивая стабильность структуры конструктивных элементов.

Для обеспечения надежности действующего оборудования производства ПЭВД в настоящем исследовании решены следующие задачи: произведен анализ отказов арматуры и трубопроводов высокого давления; показаны пути обеспечения надежности арматуры и трубопроводов; исследованы деградационные процессы, происходящие в деталях арматуры и трубопроводов.

Анализ отказов оборудования производства ПЭВД показал, что арматура высокого давления и трубопроводы не обеспечивают гарантируемый ресурс [1].

Для обеспечения надежности трубопроводов производства ПЭВД использовалось автофретирование. Проведено моделирование процесса автофретирования и оценен уровень остаточных напряжений. Расчет проведен методом конечных элементов (МКЭ) для упруго-пластической задачи с упрочнением. Показано, что оптимальный уровень остаточных напряжений возникает при 50%-ном деформировании толщины трубы. Проведенный комплекс исследований показал, что автофретирование труб и арматуры высокого давления дает положительный результат и способствует продлению ресурса.

Проведенные металлографические исследования и количественная оценка деградации структуры методом мультифрактальной параметризации позволили оценить степень деградационных процессов после различных сроков эксплуатации [3]. Показана целесообразность повторного автофретирования для продления срока эксплуатации.

Список литературы

- 1. Blednova J.M. Analysis of failures for polyethylene manufacturing equipment to develop effective hardening technologies. / Proceedings of III international symposium on tribo-fatigue. JSTF-2000: October 22-26, 2000. Beiging, China. Hunan University Press, China, p. 395-400.
- 2. Blednova J.M., Chaevsky M.J., Kasatkin S.V.Improvement of performance properties of hydropneumatic valves in conditions of hydroabrasive wear. /Proceedings of III international

symposium on tribo-fatigue. JSTF-2000: October 22-26, 2000. Beiging, China. Hunan University Press, China, p.401-406.

 Бледнова Ж.М., Касаткин С.В., Мышевский И.С. Деградация структуры металлов действующего оборудования потенциально опасных производств /Материалы II международной конференции «Разрушение и мониторинг свойств металлов».-Екатеринбург. ИМАШ РАН.-С. 82-87.

КОМБИНИРОВАННЫЕ ДЕТАЛИ МАШИН С ЭЛЕМЕНТАМИ ИЗ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Бледнова Ж. М., Чаевский М. И., Будревич Д. Г., Степаненко М. А.

Кубанский Государственный технологический университет, Краснодар, Россия, <u>blednova@kubstu.ru</u>, <u>blednova@mail.ru</u>

В настоящее время наметились успехи в развитии концепции и разработки стратегии получения и использования материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ). Одним из привлекательных направлений использования материалов с ЭПФ является создание разъемных соединений и деталей с самокомпенсацией износа. Наиболее изученным материалом с ЭПФ является нитинол (50 %Ti+50%Ni), но использование чистого нитинола для изготовления деталей экономически нецелесообразно.

Предлагается технология получения резьбовых крепежных изделий нового поколения с элементами материалов с ЭПФ (нитинол), совмещающая получение резьбы и обкатку поверхностного слоя (тренировку) для обеспечения ЭПФ. Это техническое решение позволяет обеспечить надежность и конструктивную безопасность соединения при работе в экстремальных условиях (воздействия вибраций), а также снизить вес конструкции вследствие создания прессовой посадки при использовании болтового соединения без гайки.

Рассматривается технология изготовления шпоночного соединения из материала с элементами памяти формы. Показана целесообразность получения разъемных соединений типа вал-втулка за счет создания на сопрягаемом участке поверхности детали слоя с ЭПФ, термомеханические свойства которого обеспечивают посадку с натягом при сборке соединения и свободную посадку при его разборке [1,2]. Надежность соединения вал-втулка, передающего заданный крутящий момент, обеспечивается без необходимости изготовления ослабляющих вал шпоночных пазов. Произведен расчет функционально-механического поведения разъемных соединений в заданных условиях нагружения.

Предлагаемые технические решения, использующие преимущества материалов с ЭПФ, позволяют обеспечить надежность и безопасность элементов конструкций и соединений при работе в экстремальных условиях (контактно-механической усталости, воздействия агрессивных сред и вибраций) [3, 4]. Они направлены на создание нового класса разъемных соединений на основе использования поверхностного модифицирования материалами с ЭПФ с целью обеспечения заданных функциональномеханических свойств. При этом повышение долговечности деталей машин составляет 1,5÷2 раза [3, 4, 5].

Список литературы

- Патент РФ № 2001135004. Способ соединения деталей, имеющих цилиндрическую поверхность сопряжения /Ж.М. Бледнова, Д.Г. Будревич, М.И. Чаевский. Приор. от 19.12.2001.– 6 с.
- Патент РФ № 2199037. Составной коленчатый вал и способ соединения щек кривошипов с коренными и шатунными шейками/ М.И. Чаевский, Ж.М. Бледнова, А.Н Шауро, Д.Г. Будревич. Приор. от 18.06.2001. – 10 с.
- Бледнова Ж.М., Будревич Д.Г., Махутов Н.А., Чаевский М.И. Функционально-механические возможности поверхностного модифицирования деталей материалами с эффектом памяти формы для получения разъемных соединений // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2002. – № 5. – С. 74-80.
- Бледнова Ж.М., Будревич Д.Г., Степаненко М.А. Фрикционно-механическая усталость сталей, поверхностно-модифицированных сплавом с эффектом памяти формы / Труды международного конгресса «МЕХТРИБОТРАНС-2003», Ростов-на-Дону.- 2003.- С. 61-67.
- Blednova J.M., Chaevsky M.I., Budrevich D.G. The functional and mechanical possibilities of surface alloying by shape memory materials/ Proc. Int Conf on Martensitic Transformations (ICOMAT - 02). Helsinki 10-14 June 2002. // J. De Physique IV. – 2003. – №9. – 4p.

ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АЗОТИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Бледнова Ж. М., Чаевский М. И.

Кубанский Государственный технологический университет, Краснодар, Россия, <u>blednova@kubstu.ru</u>, <u>blednova@mail.ru</u>

При рассмотрении диаграмм растяжения настоящее время наметились успехи в развитии концепции и разработки стратегии получения и использования материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ). Одним из привлекательных направлений использования материалов с ЭПФ является создание разъемных соединений и деталей с самокомпенсацией износа. Наиболее изученным материалом с ЭПФ является нитинол (50 %Ti+50%Ni), но использование чистого нитинола для изготовления деталей экономически нецелесообразно.

Предлагается технология получения резьбовых крепежных изделий нового поколения с элементами материалов с ЭПФ (нитинол), совмещающая получение резьбы и обкатку поверхностного слоя (тренировку) для обеспечения ЭПФ. Это техническое решение позволяет обеспечить надежность и конструктивную безопасность соединения при работе в экстремальных условиях (воздействия вибраций), а также снизить вес конструкции вследствие создания прессовой посадки при использовании болтового соединения без гайки.

Рассматривается технология изготовления шпоночного соединения из материала с элементами памяти формы. Показана целесообразность получения разъемных соединений типа вал-втулка за счет создания на сопрягаемом участке поверхности детали слоя с ЭПФ, термомеханические свойства которого обеспечивают посадку с натягом при сборке соединения и свободную посадку при его разборке [1,2] Надежность соединения вал-втулка, передающего заданный крутящий момент, обеспечивается без необходимости изготовления ослабляющих вал шпоночных пазов. Произведен расчет

функционально-механического поведения разъемных соединений в заданных условиях нагружения.

Предлагаемые технические решения, использующие преимущества материалов с ЭПФ, позволяют обеспечить надежность и безопасность элементов конструкций и соединений при работе в экстремальных условиях (контактно-механической усталости, воздействия агрессивных сред и вибраций) [3, 4]. Они направлены на создание нового класса разъемных соединений на основе использования поверхностного модифицирования материалами с ЭПФ с целью обеспечения заданных функциональномеханических свойств. При этом повышение долговечности деталей машин составляет 1,5÷2 раза [3, 4, 5].

Список литературы

- Патент РФ № 2001135004. Способ соединения деталей, имеющих цилиндрическую поверхность сопряжения /Ж.М. Бледнова, Д.Г. Будревич, М.И. Чаевский. Приор. от 19.12.2001.– 6 с.
- 2. Патент РФ № 2199037. Составной коленчатый вал и способ соединения щек кривошипов с коренными и шатунными шейками/ М.И. Чаевский, Ж.М. Бледнова, А.Н Шауро, Д.Г. Будревич. Приор. от 18.06.2001.–10 с.
- Бледнова Ж.М., Будревич Д.Г., Махутов Н.А., Чаевский М.И. Функционально-механические возможности поверхностного модифицирования деталей материалами с эффектом памяти формы для получения разъемных соединений // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2002. – № 5. – С. 74-80.
- Бледнова Ж.М., Будревич Д.Г., Степаненко М.А. Фрикционно-механическая усталость сталей, поверхностно-модифицированных сплавом с эффектом памяти формы / Труды международного конгресса «Механика и трибология транспортных систем», (МЕХТРИБОТРАНС-2003), Ростов-на-Дону.- 2003.- С. 61-67.
- Blednova J.M., Chaevsky M.I., Budrevich D.G. The functional and mechanical possibilities of surface alloying by shape memory materials/ Proc. Int Conf on Martensitic Transformations (ICOMAT - 02). Helsinki 10-14 June 2002. // J. De Physique IV. – 2003. – №9. – 4p.

STRUCTURAL CHANGES IN AMORPHOUS ALLOY Fe–Ni–Si–B AFTER IRRADIATION BY ENERGETIC HEAVY IONS

Golubok D.S.¹⁾, Novakova A.A.¹⁾, Revokatov P.O.¹⁾, Semina V.K.²⁾, Didyk A.Yu.²⁾

¹⁾ Moscow M.V. Lomonosov State University, Department of Physics, Moscow, Russia golubok@nm.ru

²⁾ Laboratory of Nuclear Reactions, JINR, Dubna, Russia

The samples of amorphous alloy $Fe_{77}Ni_2Si_{14}B_7$ in the form of ribbon about 20 µm thick and 20 mm wide, were irradiated by energetic heavy ⁸⁴Kr and ⁴⁰Ar ions. The irradiation of the samples was carried out with ⁸⁴Kr (253 MeV, fluence of $4*10^{12}$ ions/sm² and 245 MeV, fluence of $5*10^{13}$ ions/sm²) and ⁴⁰Ar (155 MeV; $5*10^{12}$ ions/sm²) ions from shine surface of the ribbons at the U-400 cyclotron at the JINR, Dubna. The samples were investigated by means of transmission and conversion Mossbauer spectroscopy, and X-ray diffraction before and after irradiation process. It was founded that after irradiation the sizes of ribbon samples increased as in the plane so in the thickness. In the case of Kr-irradiation

this increase was much more evident and besides that we observed the curve deformation of the ribbon. However the X-ray diffraction patterns and the Mossbauer spectra of all the samples remained characteristic of the amorphous state. But several differences between the spectra of irradiated and nonradiated samples were observed. First of all the spectral line intensities of irradiated samples decreased. It signify the increase of iron atoms vibrational degrees of freedom in irradiated samples, which may be explained by the several probable processes occurred in the samples under irradiation: the plural vacancies formation; the changes in the short range ordering leading to new interatomic distances formation; probable blistering.

The main difference between the spectra before and after Kr- irradiation is observed in the intensity changes of the second and the fifth lines of hyperfine magnetic structure. This corresponds to spin-reorientation in the sample owing by the stress field around the defects formed especially at the track end of Kr-ions in the sample (~13 μ m). Probably just that very process causes the curve deformation of the sample.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ ДЛЯ МЕДИЦИНЫ НА ОСНОВЕ ОБЪЕМНОГО НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА И КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНОГО ПОКРЫТИЯ

Шаркеев Ю. П.¹⁾, Колобов Ю. Р.¹⁾, Шашкина Г.А.¹⁾, Хлусов И. А.², Легостаева Е. В.¹⁾, Ерошенко А. Ю.¹⁾, Иванов М. Б.¹⁾, Братчиков А. Д.¹⁾

¹⁾Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия sharkeev@ispms.tsc.ru

²⁾ Центр ортопедии и медицинского материаловедения ТНЦ СО РАМН, г. Томск

Широкое применение титана при изготовлении медицинских имплантатов сдерживается его недостаточно высокими механическими свойствами, которые могут быть значительно повышены переводом всего объема материала в наноструктурное (HC) состояние. Для придания имплантатам биологических свойств на их поверхность наносят кальций-фосфатные покрытия (Ca-P). Фазовый состав Ca - P покрытий аналогичен минеральному составу костной ткани, при этом соотношение $[Ca]^{2+}/[PO_4]^{3-}$ для известных покрытий варьирует от 0,05 до 0,2. В то же время, $[Ca]^{2+}/[PO_4]^{3-}$ соотношение для костной ткани составляет 1,67.

Целью данной работы было формирование композита на основе HC титана и Ca - P покрытия с более высоким содержанием кальция и соотношением $[Ca]^{2+}/[PO_4]^{3-}$, близким к 1,67.

НС состояние в заготовках из титана ВТ1-0 было получено методом всесторонней ковки (ВК). Са - Р покрытия на поверхность НС титана были сформированы микродуговым (МД) методом по режиму 1 (электролит на основе ортофосфорной кислоты с добавлением гидроксилапатита) и по режиму 2 (в электролит дополнительно был введен карбонат кальция). Проведенные исследования показали, что средний характерный размер зеренной-субзеренной структуры матрицы из НС титана, полученного методом ВК, не превышает 200 – 300 нм, средний размер основных элементов структуры Са-Р покрытии – сферолитов – составляет 460 нм.

Рентгенофазовый анализ (РФА) выявил присутствие свободного титана в покрытии, сформированного по режиму 1, что отрицательно сказывается на биологических свойствах имплантата. В то же время режим 2 позволяет формировать на поверхности титана покрытия, свободные от чистого титана. По данным рентгенофазового анализа, соотношение $[Ca]^{2+}/[PO_4]^{3-}$ для покрытия, сформированного в режиме 2, возросло более чем в 3 раза по сравнению с Ca - P покрытием, сформированным в режиме 1. Элементный анализ показал, что содержание кальция в покрытии (режим 2) в 2 раза выше, чем в покрытии (режим 1). Перевод титана в HC состояние приводит к некоторому снижению интенсивности накопления пластической деформации. Нанесение покрытий на HC титан также приводит к повышению сопротивления микропластической деформации. Проведенные биологические исследования показали, что композиты «HC титан-Ca - P покрытие» биологически совместимы, биоактивны и нетоксичны.

Таким образом, формирование в титане HC состояния позволяет существенно повысить механические свойства чистого титана. Модифицированный режим МД нанесения позволяет формировать Ca - P покрытия с высоким содержанием кальция, близким к концентрации кальция в костной ткани. Ca - P покрытия, нанесенные микродуговым методом на HC титан не ухудшают механические свойства металлической матрицы. Композиты на основе HC титана с Ca - P покрытием имеют высокую биосовместимость и низкую токсичность.

Работа выполнялась при финансовой поддержке интеграционного проекта 11.1 по Программе Президиума РАН «Фундаментальные науки – медицине».

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТОДАМИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНОЙ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ МЕТАЛЛОВ

Козлов Э. В. ¹⁾, Шаркеев Ю. П. ²⁾, Рябчиков А. И. ³⁾, Курзина И. А. ¹⁾, Степанов И. Б. ³⁾, Божко И. А. ¹⁾, Калашников М. П. ¹⁾, Сивин Д. О. ³⁾

1) Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия

²⁾ НИИ Ядерной физики при ТПУ, г. Томск, Россия

³⁾ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

Метод высокоинтенсивной имплантации металлических ионов, реализованный на ионно-плазменном вакуумно-дуговом источнике «Радуга-5», открывает широкие перспективы для модификации различных свойств конструкционных металлических материалов. Важнейшими достоинствами источника является высокая скорость набора дозы имплантируемых ионов, контролируемая температура мишени и возможность формирования ионно-легированных поверхностных слоев толщиной до нескольких микрометров, обладающих высокой износостойкостью и жаростойкостью.

Целью работы было исследование структурно-фазовых состояний поверхностных ионно-легированных слоев титана, сформированных в процессе высокоинтенсивной имплантации ионов алюминия.

Установлено, что ионная имплантация в высокоинтенсивном режиме ионов алюминия в титан приводит к формированию в поверхностном слое мелкодисперсных фаз интерметаллидов (α_2 фаза-Ti₃Al, γ фаза-TiAl,), а также твердого раствора переменного по глубине состава (см. табл.). В процессе имплантации также наблюдается формирование оксидов и карбидов различных модификаций. Образующиеся фазы интерметаллидов являются наноразмерными. Установлена зависимость роста толщины ионнолегированных слоев титана с увеличением дозы имплантируемого алюминия. Толщина ионно-легированного поверхностного слоя в зависимости от дозы имплантируемых ионов варьировала от 400 до 2600 нм. Наблюдалось существенное увеличение микротвердости и износостойкости ионно-имплантированных титановых образцов.

| Режимы | Ускоряющее напряжение, кВ | Температура, К | Время набора ионной до- зы, мин | Доза облучения, ион/см ² | Толщина легированного слоя, нм | Средний размер зерен формируемых фаз, нм | Фазовый состав | |
|--------|------------------------------|-------------------|------------------------------------|-------------------------------------|-----------------------------------|---|--------------------------|------------------------|
| 1. | | | 12 | $2,2.10^{17}$ | 400 | 20 | Твердый | |
| 2. | | | 35 | $6,2 \cdot 10^{17}$ | 1600 | 71 | раствор Al в | |
| 3. | - | 1170 | | 60 | $1,1.10^{18}$ | 2000 | 240 | Ti, Ti ₃ Al |
| | 20 | | 125 | 2,2·10 ¹⁸ | 2600 | 600 | (D0 ₁₉), | |
| 4. | | | | | | | TiAl (L1 ₀), | |
| | | | | | | | кароиды и | |
| | | | | | | | оксиды 11, | |
| | | | | | | | оксиды Al | |

Таблица. Параметры ионной имплантации и основные характеристики ионнолегированных слоев титана.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования Российской Федерации (грант PD 02-1.2-401).

ПРОЧНОСТЬ АДГЕЗИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПОЛИМЕРОВ С ЮВЕНИЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ МЕТАЛЛОВ

Тишков Н.И.*, Винидиктов В.М.**, Винидиктова Н.С.*

- * Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАНБ, г.Гомель, Беларусь.
- ** Республиканское конструкторское унитарное предприятие «Государственное специализированное конструкторское бюро по зерноуборочной и кормоуборочной технике», г. Гомель, Беларусь.

Ранее [1] был обнаружен эффект аномального снижения (вплоть до нулевых значений) прочности адгезионных соединений (ПАС) полимеров с металлами, обладающими сравнительно низким сродством к кислороду и, вследствие этого, способными освобождаться от оксидных пленок при нагревании в условиях вакуумного формирования соединений.

В настоящей работе поставлена цель – выяснить, не является ли проблема снижения ПАС общей для контакта полимеров с предельно чистой (ювенильной) поверхностью металлов.

Обсуждаются методические сложности получения ювенильной поверхности металлов и пути их преодоления [2, 3]. Рассматривается проблема влияния загрязнений полимеров на ПАС полимер-ювенильная поверхность металла с привлечением данных масс-спектрометрического и дифференциально-термического анализов в вакууме. Для контроля за характером разрушения адгезионных соединений использованы растровая электронная и атомно-силовая микроскопия. Измерения ПАС выполнены на стенде INSTRON с программным компьютерным обеспечением.

На примере адгезионных соединений диметилсилоксанового каучука «холодного» отверждения с различными металлами (Al, Cu, Fe), которые предварительно очищали от поверхностных пленок, установлена устойчивая тенденция к снижению ПАС при переходе поверхности металла в ювенильное состояние.

Выдвинута и экспериментально обоснована идея о диссоциации макромолекул при их хемосорбции на ювенильной поверхности металла [3].

Отмечена противоречивая особенность ювенильной поверхности металла наряду с низкой адгезионной активностью оказывать ориентирующее действие на кристаллизующийся расплав полимера. В связи с этим поставлен вопрос о пересмотре традиционного представления о зародышеобразующем действии твердой поверхности, как причине транскристаллизации.

Список литературы

- 1. Тишков Н.И. О причинах аномально низкой адгезии полимерных покрытий к меди. Коллоид. ж-л, 1983, т. 55, № 2, с. 378-384.
- 2. Упит Г.П. Ювенильные поверхности их получение и свойства. ДАН СССР, 1968, т. 179, № 6, с. 1318-1321.
- 3. Отчет по проекту № Т98-358 БР ФФИ «Исследование атомно-молекулярного взаимодействия в адгезионном контакте полимерного расплава с ювенильной поверхностью металла», Гомель, 2001.

МОНИТОРИНГ ПРОЧНОСТНЫХ И ОПТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ МЕТАЛЛО-ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ДЕКОРАТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ

Агеев В. А., Вершина А. К.

ГНУ ФТИ НАН Беларуси, г. Минск, phti@tut.by

Обострение конкурентной борьбы и ужесточение сертификационных требований стимулирует совершенствование методов модификации поверхности изделий для обеспечения определенного комплекса физико-химических свойств, среди которых не последнюю роль играют защитно-декоративные характеристики. Среди различных методов поверхностной модификации широкое распространение получило плазменновакуумное напыление тонких пленок, в частности, металло-диэлектрических мультислойных оптически прозрачных защитно-декоративных покрытий (ЗДП), обеспечивающих псевдохромное окрашивание изделий. Одной из важных эксплуатационных характеристик ЗДП является адгезионная прочность, величина которой, в основном, определяется свойствами переходного слоя, формируемого при физико-химическом «сшивании» металлической обрамляющей среды с диэлектриком. С другой стороны, характеристики этого слоя (толщина, показатель преломления и коэффициент поглощения) ответственны за спектральный коэффициент отражения всей системы и, следовательно, сказываются на цветовом исполнении.

В этой связи были сопоставлены результаты экспериментальных исследований адгезионных (метод нормального отрыва) и оптических (спектрофотометрические методы) характеристик TiO_x и SiO_x пленок, формируемых на титановом подслое с использованием аксиально-симметричных вакуумно-дуговых испарителей с магнитной стабилизацией разряда и фокусировкой плазменного потока при сепарации абляционной металлической плазмы, а также несбалансированной магнетронной системы.

В целях оптимизации характеристик переходного слоя сформулирована задача минимизации нелинейной функции F, определенной на множестве допустимых параметров слоистой системы \overline{x} , решение которой сводилось к нахождению нулевого приближения функции:

$$\mathbf{F}(\overline{\mathbf{x}}) = \left[\frac{1}{L}\sum_{i=1}^{L} \left\{\mathbf{R}(\overline{\mathbf{x}}, \boldsymbol{\chi}_{i}) - \mathbf{R}_{0}(\boldsymbol{\chi}_{i})\right\}^{2}\right]^{1/2},$$

где $\bar{\mathbf{x}}$ – вектор конструктивных параметров покрытия с координатами: $\hat{n}_j = n_j - i \cdot k_j -$ показатель преломления и d_j - толщина слоев ($j = \overline{1,m}$ и m – число слоев); L – число точек спектрального интервала [$\chi_1 = \lambda_0 / \lambda_1$, $\chi_2 = \lambda_0 / \lambda_2$], в котором вычисляется текущий коэффициент отражения R($\bar{\mathbf{x}}, \mathbf{x}_i$); R₀(\mathbf{x}_i) – заданный коэффициент отражения.

Разработана программа синтеза многослойных псевдохромных ЗДП, предусматривающая оптимизацию слоев (в том числе, и переходного) как по показателям преломления, так и по толщине (в последнем случае модель покрытия использует информацию о дисперсии и неоднородности показателей преломления слоев, получаемую, в частности, расчетом из соотношения Гарнетта, диаграмм Арганда и по дисперсионным соотношениям Крамерса-Кронига).

Обсуждается возможный механизм формирования адгезионно-прочного переходного слоя минимальной толщины в условиях возбуждения состояний его атомной и электронной подсистем, реализующихся при саморадиации в процессе ионноплазменного нанесения покрытий.

KEY ROLE AND THE UNIVERSALITY OF DEFORMATION MECHA-NISMS IN PHASE TRANSITIONS IN SOLIDS, LIQUIDS, BIOLOGICAL TISSUES (TUMOR GROWTH, AGING, ADAPTATION TO STRESS AND MEDICAL TREATMENT ARE INCLUDED)

Kisel V. P., Kissel N. S.

Inst. of Solid State Physics, Chernogolovka, Moscow distr., kisel@issp.ac.ru

> The true, unique goal of science is the discovery of not the mechanism, but the unity... The question is not whether the nature is unique but in what way it is unique. *Anri Poincare, "Science and Hypothesis" (1902)*

Recent investigations irrefutably show that real crystals, glasses, melts, liquids, gases always contain nuclei and nanoclusters of various phases. The interface stresses due to structural and mechanical mismatch between phases play the key role in phase transitions. The first important goal of this work (the request for the invention) is the universa-lity of the deformation and relaxation mechanisms (DRM) during phase transitions in solids, glasses, liquids, melts, gases and biological tissues [1]. This is confirmed by the correlation of transition parameters for various materials: shear moduli, viscosity, sur-face tension, activation energies of deformation and heat of phase transitions, hysteretic character of their variation, the influence of phase prehistory, the similar reactions to physical and chemical effects, the similarity of kinetic curves for crystallization from the melt or glass state, redox reactions, diffusion, electrical conductivity, electrochemical deposition, adsorption-desorption, martensitic and structural transformations, etc. [1]. Mechanical treatments of phase systems induce some of them to grow at the expense of the others up to chemical compounds forming (mechanical alloying, acoustochemistry). Of specific note is the fact that DRM unravel all the features of tumor growth and meta-static processes, adaptation mechanisms to different types of stress and medical treat-ment for biological systems, etc. Second important finding based on literature data shows the same DRM nature of the effects of ultralow doses (ULD) of physical and chemical impacts (chemical agents, the irradiation of particles, light and electromagnetic fields, etc.) on solids, liquids and biological tissues [1]. These effects are due to mecha-nical hardening and softening on the scales of observation from the atomic (molecular) to microscopic cell structures, macroscopic organisms and populations. It is worth stre-ssing that the dependences of hardening-softening on pulse amplitude and duration are the same for micro- and macrodeformation of all the materials. The stress rate and the dwell time between the pulses (frequency), temperature, impurity concentration, irradi-ation dose of particles, electromagnetic fields, currents, etc. dependences of softening have the same Vshaped form for single and nanocrystals, liquids and biological tissues and organisms [1] (various types of adaptation to stress [2], apoptosis and proliferation of cells [3], aging, etc.).

- 1. Kisel, V.P. In: Untraditional natural resources, innovation technologies and products. Collected scientific works. Issue 10. RANS ed., Moscow, 2003, pp 183-196 (in Russian)
- 2. Garkavi, L.Kh., Kvakina, E.B., Kuz'menko, T.S. Antistress reactions and activation therapy. Moscow, RANS, IMEDIS, 1998, 617 p. (in Russian).
- 3. 3.Piruzian, L.A., Malenkov, A.G., Radkevich, L.A. Dokl. Akad. Nauk, 2004, vol.395, No 2, pp. 261-265.

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ ФЕРРИТОВОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО РПМ

Банный В. А.

Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАНБ, г. Гомель, Беларусь, <u>bannyi@hotmail.com</u>

Дисперсный магнитно-мягкий феррит (ММФ) применяется как функциональный наполнитель (ФН) композиционных радиопоглощающих материалов (РПМ), которые являются высокоэффективным средством решения проблем электромагнитной совместимости, безопасности и экологии. Для композиционных РПМ на основе термопластов с изотропно распределенными в полимерной матрице дисперсными ФН существуют оптимальные значения толщины, степени наполнения и диаметра частиц наполнителя, при которых поглощение энергии электромагнитных волн максимально. Дисперсность ФН и сила его адгезионного контакта с полимерным связующим определяют деформационно-прочностные характеристики композита.

Целью работы являлось сравнительное исследование механических характеристик образцов композиционных РПМ на основе высоконаполненных термопластов, предназначенных для изготовления конструкционных изделий.

Механические испытания проводили на разрывной машине Instron 5567 при постоянной скорости движения нагружающего зажима 50 мм/мин по ГОСТ 11262-80 и на маятниковом копре жесткой конструкции ПСВ-1,5 (VEB Werkstoffprufmaschinen) по ГОСТ 4647-80.

Экспериментальные образцы РПМ изготавливали литьем под давлением из смеси порошкообразного ПЭВД (марки 16803-070, ТУ 6-05-1866-78) и марганец-цинкового ММФ (ТУ 6-09-5111-84, марка 2500 НМС) различной дисперсности: фракции 63-100 мкм и 160-200 мкм (степень наполнения 50% масс). Для испытаний на разрывной машине отливали образцы в форме двойных лопаток, а для определения ударной вязкости – в форме брусков размерами 50х6х4 мм. Бруски надрезали фрезой с углом заточки 45° (глубина надреза $0,8 \pm 0,1$ мм) и экспонировали в течение 2 ч при температуре –40 °С непосредственно перед проведением испытаний. Аналогичные по форме и размерами образцы формировали из композитного гранулята на основе ПЭВД (ГОСТ 16337-77) и ММФ с размером частиц менее 50 мкм (степень наполнения 40% масс). Гранулируемая смесь подвергалась жестким термо-механическим воздействиям в процессе ее переработки на двухшнековом экструдере.

Установлены зависимости "напряжение – деформация" при растяжении образцов. Определены механические характеристики материалов: разрушающее напряжение и модуль упругости при растяжении, относительное удлинение при разрыве, ударная вязкость по Шарпи с надрезом.

Наполнение полиэтилена ФН различной дисперсности приводит к снижению его деформационно-прочностных показателей при растяжении. Этот эффект проявляется тем сильнее, чем больше размер частиц наполнителя. Напротив, при увеличении размера частиц ФН наблюдается возрастание ударной вязкости композита. Очевидно, разрушение материалов при ударе происходит тем легче, чем больше площадь межфазных границ "полимер-наполнитель".

Модуль Юнга наполненных образцов первой группы выше, чем у исходного связующего, образцов второй группы – ниже. Отрицательное влияние на механические характеристики материалов оказывает увеличение температуры и длительность экструзионной переработки полимерных смесей.
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БИОРАЗЛАГАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КРАХМАЛОНАПОЛНЕННОГО ПОЛИЭТИЛЕНА

Ермолович О. А.

Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАНБ, г. Гомель, Беларусь, <u>ERMOLOBICH@yandex.ru</u>

Приоритетным направлением материаловедения является создание биоразлагаемых материалов на основе композиций синтетических и природных (крахмал, целлюлоза, хитин и др.) полимеров. Однако экструзионная переработка таких композиций затруднена плохой совместимостью компонентов. Это обусловливает макрорасслоение композиционных расплавов и формирование изделий с неудовлетворительными физико-механическими характеристиками.

Целью данной работы было исследование влияния добавок компатибилизатора – полиэтилена функционализированного (ПФ) на деформационно-прочностные свойства композитов, изготавливаемых из смесей термодинамически несовместимых компонентов – полиэтилена высокого давления (ПЭВД) и крахмала (Кр).

Объектами исследований служили пленочные материалы на основе ПЭВД (ГОСТ 16337-77), наполненного Кр (ГОСТ 7697-82) в концентрациях до 40% масс., и аналогичные материалы, содержащие 5-25% компатибилизатора – полиэтилена функционализированного марки ПФ-1 (ТУ РБ 03535279.015-97). Экспериментальные образцы пленок изготавливали методом реакционной экструзии. Деформационно-прочностные характеристики пленок определяли по ГОСТ 14236-81 с помощью разрывной машины Instron (США). Биоразлагаемость образцов оценивали по показателям их водопоглощения (ГОСТ 4650-80) и устойчивости к воздействию плесневых грибов (ГОСТ 9.049-91).

Переработка Кр в композиции с ПЭВД приводит к получению пленок с низкими деформационно-прочностными характеристиками. С повышением концентрации Кр наблюдается монотонное убывание разрушающего напряжения при растяжении пленочных образцов. Введение ПФ в композицию ПЭВД – Кр приводит к увеличению этого показателя в 2 раза и относительного удлинения пленок на 250%. Водопоглощение пленок возрастает в 2,5 раза. Наряду с этим, повышается технологичность переработки модифицированных композитов по сравнению с базовым составом (без компатибилизатора), что подтверждается снижением крутящего момента шнека экструдера на 15-50%. Причиной улучшения деформационно-прочностных свойств материалов, вероятно, является химическое взаимодействие, возникающее между гидроксильными группами Кр и функциональными группами ПФ.

Результаты исследований физико-механических характеристик пленок, подвергнутых микробиологическому воздействию в культуральной жидкости или на твердом субстрате, зараженном почвенными микроорганизмами, указывают на снижение разрушающего напряжения при растяжении образцов без компатибилизатора с 5,58 до 3,94 МПа и с компатибилизатором – с 18,75 до 8,35 МПа.

Таким образом, биоразлагаемые пленочные материалы на основе компатибилизмрованных композиций ПЭВД – Кр сочетают в себе высокие физико-механические характеристики и способность к биодеструкции под влиянием почвенных микроорганизмов. Даны рекомендации по применению этих пленок в качестве упаковочных материалов и для изготовления изделий одноразового пользования.

ГЕРМЕТИЗАЦИЯ ЛАМП НАКАЧКИ В ТВЕРДОТЕЛЬНОМ ЛАЗЕРЕ ЗА СЧЕТ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГАЛЕТНОГО УПЛОТНИТЕЛЬНОГО ПАКЕТА ФТОРОПЛАСТ–ИНДИЙ– ФТОРОПЛАСТ

Аршинов К. И.¹⁾, Яснов В. В.¹⁾, Артемьев В. В²⁾, Князев А. Е.²⁾

¹⁾ Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь <u>ita@vitebsk.by</u>

²⁾ ФГУП «121 Авиационный ремонтный завод» Россия, 143074, Московская обл., Одинцовский р-н, п/о Старый городок

Введение. Замена выработавших свой ресурс ламп накачки предполагает их герметизацию при установке в корпусе лазера. Если в качестве охлаждающей жидкости используется вода, то герметизация ламп накачки осуществляется с помощью резиновых уплотнительных прокладок. Так, известен способ герметичной установки лампы накачки в корпусе холодильника твердотельного лазера с помощью герметизирующих уплотнительных элементов (прокладок) [1]. Известен также способ установки лампы накачки в корпусе твердотельного лазера с помощью герметизирующих уплотнительных элементов, которые выполнены в виде колец из резины и фторопластовых прокладок [2]. Иногда в качестве охлаждающей жидкости используются агрессивные к резине жидкости. В связи с этим, возникает необходимость герметизации ламп накачки материалами, устойчивыми к агрессивным охлаждающим средам. В качестве наиболее подходящего материала может быть взят индий, который широко используется как уплотнительный материал в вакуумной технике, из-за таких его характерных технологических качеств, как высокая пластичность и способность смачивать стекло [3]. Данное свойство индия позволяет использовать его в качестве уплотнительного материала при герметизации ламп накачки твердотельных лазеров при использовании как нейтральных, так и агрессивных, по отношению к резине, охлаждающих жидкостей.

Экспериментальные результаты [4]. На рис.1 представлена схема расположения уплотнительных прокладок на одном конце лампы накачки, которые надо было разместить на лампе перед ее герметизацией. Аналогично размещались уплотнительные прокладки и на другом конце лампы. Для реализации плотного контакта индиевой прокладки 1 с телом холодильника 2 и стеклянным корпусом лампы 3 необходимо осуществить пластическую деформацию индиевой прокладки 1. С этой целью к индиевой прокладке было приложено усилие F с использованием металлической втулки 4. Для предотвращения прилипания индия к инструменту и торцу холодильника вводились две ограничительные прокладки из фторопласта 5. Использование фторопластовых прокладок 5 повышало герметическую устойчивость всего пакета, поскольку фторопласт обладает достаточной текучестью. В целом, уплотнительная прокладка представляла собой прокладку галетного типа. Для снижения усилия, при котором происходит эффективное прессование уплотнительной прокладки, изделие нагревалось в термошкафу до температуры $80^{\circ}C \pm 5^{\circ}C$, что соответствовало температуре, приблизительно в 2 раза ниже температуры плавления индия. В работе использовался термошкаф типа СНВС-4,5.5,5.4/ЭП1. Постоянное усилие прессования в условиях пластической деформации уплотнительных прокладок обеспечивалось за счет использования пневматического прессования с помощью приспособления, функциональная схема которого



изображена на рис.2, а размещение узла прессования с квантроном в термошкафу на рис.3.

Рис.1. Схема установки уплотнительного галетного пакета: 1 – индиевая прокладка, 2 – холодильник, 3 – лампа накачки, 4 – втулка для запрессовки, 5 – фторопластовые прокладки.



Рис.2. Функциональная схема узла запрессовки лампы накачки: 1 – пневмоцилиндр; 2 – шток; 3 – направляющие; 4 – рычаг; 5 – втулка; 6 – уплотнительная прокладка; 7 – холодильник; 8 – лампа накачки.

Данная схема запрессовки обладает рядом преимуществ. Использование пружин в качестве формирователя усилия прессования F не позволяет поддерживать усилие на одном уровне в течение всего цикла прессования из-за усадки уплотнительных прокладок. Ввиду того, что прессование необходимо осуществлять при повышенной температуре, т.е. изделие должно находиться в термошкафу, доступ к изделию затруднен. Использование пневмоцилиндра позволяет определять уровень усилия запрессовки и поддерживать его на одном уровне в течение всего цикла прессования.

С помощью газового редуктора устанавливалось усилие прессования F равное 50 кг. Длительность цикла запрессовки лампы накачки составляла 30 минут. Для проведения контроля герметичности запрессовки лампы накачки проверяемое изделие подключалось к баллону объемом 1 л. В баллоне предварительно устанавливалось испытательное давление 3.0 кг/см² (2.94·10⁵ Па). В течение 60 минут контролировалось поддержание в проверяемом изделии испытательного давления.



Рис.3. Размещение в термошкафу устройства герметизации ламп накачки твердотельного лазера.

Заключение. Преимущества представленной схемы герметизации ламп накачки в твердотельных лазерах состоит в том, что:

a) имеется возможность в условиях, когда узел холодильника с лампой накачки находится при заданной температуре в термошкафу, плавно наращивать усилие прессования, что позволяет избежать разрушения стеклянного корпуса лампы накачки;

б) имеется возможность в условиях пластической деформации уплотнительных прокладок поддерживать на одном уровне усилие прессования в течение всего производственного цикла.

Список литературы

- 1. Патент RU №2097887 C1, опубл.27.11.1997, кл. Н 01 S 3/042.
- 2. Патент JP №3060659 В2, 5136485 А, опубл.10.07.2000, кл. Н 01 S 3/02.
- 3. Ф.Розберн. Справочник по вакуумной технике и технологии. Пер. с англ. М., «Энергия», 1972, 456 с.
- 4. В.В.Артемьев, К.И.Аршинов, А.Е.Князев, Ю.В.Крылов, В.В.Яснов. Способ герметичной установки импульсной лампы накачки в твердотельном лазере. Патент RU №2222851 C1, опубл.27.01.2004, кл. H 01 S 3/02.

УДК 655.3

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БУМАГИ

Кулак М. И., Медяк Д. М.

БГТУ, г. Минск, Республика Беларусь kulak m@yahoo.com

Бумага представляет собой сложный композиционный капиллярно-пористый коллоидный материал. Основу листа бумаги составляют специально обработанные волокна различного происхождения (растительные, искусственные, синтетические), подвергнутые химической, термической и механической обработке, а также некоторое количество вспомогательных веществ (наполнителей, красителей, смол и т. д.), которые добавляют в бумагу для придания ей требуемых свойств. В полиграфической промышленности сегодня доминирует офсетный способ печати, который допускает использование широкого спектра печатных видов бумаги: газетной, офсетной, мелованной. Все вышеназванные виды отличаются высоким содержанием целлюлозы растительного происхождения (порядка 99%) преимущественно хвойных пород деревьев.

Бумага, как гетерогенный материал, обладает неоднородностью структуры и свойств, поэтому учет всех факторов, влияющих на конечные свойства бумажного листа, достаточно сложен. Как правило, при описании свойств бумаги используются интегральные характеристики, которые позволяют «сгладить» результаты и получить общую картину свойств бумаги. При этом, учитывая скорость и степень точности работы современного оборудования, необходимо получать достаточно точные данные за очень малые промежутки времени, чтобы обеспечивать оперативность производства бумаги или печатной продукции.

Оптические методы исследования, с указанной точки зрения, являются наиболее прогрессивными и позволяют обеспечить оперативность вмешательства в процесс даже при больших скоростях работы машины. Анализ направлений развития изобретательской деятельности также показал, что наиболее разрабатываемым направлением является воздействие излучений на исследуемый объект, причем приоритет в данной области имеют способы, ориентированные на изучение отраженного излучения. Однако бумага, как достаточно тонкий листовой материал, обладает некоторой степенью прозрачности, что в ряде случаев может затруднить исследование отраженного пучка, например, в газетной технологии печати, где применяется бумага с малыми массами. Кроме того, исследование пропускания бумаги позволяет рационально расположить источник излучения и приемник, в то время как при изучении отражения необходимо достаточно объемное оборудование, позволяющее улавливать все отраженные потоки излучения. Тем не менее, очевидна целесообразность использования именно оптического метода при определении показателя фрактальной размерности. Данный показатель позволяет учесть характер исследуемого пространства, обладающего определенными (фрактальными) свойствами. В современной теории печатных процессов фрактальная размерность печатающей поверхности используется для расчета баланса краски [1].

В оптике пропускание T представляет собой отношение светового потока, прошедшего через тело, I, к потоку, упавшему на тело, I_0 :

$$T = \frac{I}{I_0}.$$
 (1)

$$I = I_0 e^{-\mu h}, \tag{2}$$

где µ — коэффициент пропускания; *h* — толщина образца.

В соответствии с формулой (1) можно записать пропускание для целлюлозы:

$$T_{\rm u} = e^{-\mu_{\rm u} h_{\rm u}},$$
 (3)

Для бумаги следует учесть факт отражения части излучения от ее поверхности, поэтому пропускание будет иметь вид:

$$T_{6}' = \frac{I}{I_{0} - I_{\rm orp}}.$$
 (4)

Учитывая, что отраженный поток излучения входит в выражение для расчета оптической плотности *D*:

$$D = -\lg \left(I_{\rm orp} / I_{\rm 0} \right), \tag{5}$$

отраженный поток может быть определен через нее. Тогда выражение (4) с учетом (2) и (5) примет вид:

$$T_{6}' = \frac{e^{-\mu_{6}n_{6}}}{\left(1 - 10^{-D}\right)}.$$
(6)

Исходя из теории, изложенной в [1], коэффициент пропускания бумаги μ_{δ} можно выразить через коэффициент пропускания целлюлозы µ₁₁:

$$\mu_{\delta} = \mu_{\mu} + \left(\mu_{\pi} - \mu_{\mu}\right) \left(1 - R^{D_{\nu} - d}\right), \tag{7}$$

где µ_п — коэффициент ослабления излучения в поровом пространстве материала; R — полутолщина материала в относительных единицах; D_V — объемная фрактальная размерность материала; *d* — размерность физического пространства, равная 3.

Поскольку поглощение излучения поровым пространством крайне мало, то им можно пренебречь, тогда формула (7) примет вид:

$$\mu_{\mathfrak{f}} = \mu_{\mathfrak{u}} R^{D_{\mathfrak{v}} - d} \,. \tag{8}$$

Выразим из формулы (3) µ_ц и подставим в (8):

$$\mu_{6} = \frac{-1}{h_{\mu}} \ln(T_{\mu}) R^{D_{\nu} - d} \,. \tag{9}$$

Подставив (9) в (6), получим выражение, связывающее пропускание образца и его объемную фрактальную размерность:

$$T_{6}' = \frac{T_{u}^{\left(\frac{h_{6}}{h_{u}}R^{D_{v}-d}\right)}}{\left(1-10^{-D}\right)}.$$
(10)

Из формулы (10) фрактальная размерность выражается следующим образом:

/

$$D_{V} = \frac{\ln\left(\frac{h_{u}\ln(T_{\delta}'(1-10^{-D}))}{h_{\delta}\ln T_{u}}\right)}{\ln R} + d.$$
(11)

Однако в процессе первоначального восприятия краски непосредственно участвует только верхняя поверхность бумаги, поэтому большую ценность имеет определение поверхностной фрактальной размерности. Объемная и поверхностная фрактальные размерности связаны выражением:

$$D_{\Sigma} = D_V + D_S, \tag{12}$$

где D_{Σ} — предельная суммарная размерность физического пространства и плоскости, равная 5; D_S — фрактальная размерность поверхности (плоскости).

С учетом (12) выражение (11) можно представить в следующем виде:

$$D_{S} = D_{\Sigma} - d - \frac{\ln\left(\frac{h_{u} \ln\left(T_{6}'(1 - 10^{-D})\right)}{h_{\delta} \ln T_{u}}\right)}{\ln R}.$$
 (13)

Экспериментально определение показателей фрактальной размерности производилось следующим образом. Образцы печатных видов бумаги просвечивались на лабораторной установке, оснащенной лазером с длиной волны 650 нм. Измерялась интенсивность падающего потока излучения и потока, прошедшего через образец. При расчетах также был учтен тот факт, что бумага, как материал, имеющий повышенную поверхностную гладкость, обладает свойством отражать падающее излучение, причем отраженный свет составляет 60–85% от падающего. Для этой цели был проведен эксперимент по исследованию отражения поверхности бумаги в красной области спектра с помощью промышленного спектроденситометра X-Rite-508. Расчеты были алгоритмизированы и производились на компьютере, результаты приведены в табл. 1.

| | Эксперим | | | | | |
|----------------------------------|----------|-----------------------|-------|-------|--|--|
| Вид бумаги | | | | | | |
| | Τҕ, % | $h_{\mathrm{б}}$, мм | D | | | |
| Газетная бумага | _ | | | | | |
| Балахнинского ЦБК | 5,567 | 0,094 | 0,293 | 2,774 | | |
| Цветная бумага Кондопогского ЦБК | 7,903 | 0,087 | 0,355 | 2,878 | | |
| АО «Волга» | 7,799 | 0,089 | 0,228 | 2,799 | | |
| Газетная | 7,916 | 0,090 | 0,217 | 2,796 | | |
| Офсетная бумага | | | | | | |
| Офсетная № 1 | 6,610 | 0,084 | 0,097 | 2,596 | | |
| Офсетная | 7,079 | 0,090 | 0,089 | 2,617 | | |
| Kaskad | 4,780 | 0,140 | 0,070 | 2,639 | | |
| Мелованная бумага | | | | | | |
| Lumi Silk | 3,233 | 0,129 | 0,075 | 2,405 | | |
| Union Silk | 3,166 | 0,138 | 0,063 | 2,408 | | |
| Union Art | 3,621 | 0,114 | 0,077 | 2,383 | | |
| Kym Ex Cote | 3,659 | 0,105 | 0,077 | 2,360 | | |
| Kym Ex Cote Matt | 2,764 | 0,161 | 0,080 | 2,450 | | |
| Bereg Top Gloss | 5,191 | 0,069 | 0,081 | 2,247 | | |
| Bereg Top Silk | 3,101 | 0,128 | 0,072 | 2,397 | | |
| Magnomatt Satin | 3,752 | 0,112 | 0,067 | 2,370 | | |
| Мелованная | 3,661 | 0,095 | 0,083 | 2,335 | | |
| Magnostar | 4,256 | 0,097 | 0,078 | 2,351 | | |

Таблица 1. Экспериментальные и расчетные показатели для различных видов бумаги

Анализируя данные, представленные в табл. 1, можно отметить, что наименьшие величины пропускания характерны для мелованной бумаги, затем следуют офсетные, и наибольшие величины — у газетной бумаги. Толщины газетной и офсетной бумаги близки, образцы мелованной имеют наибольшую толщину. Полученные результаты подтверждают теоретические сведения о различном составе и, соответственно, свойствах каждого вида бумаги. Белизна исследуемых образцов, определяемая в данном случае оптической плотностью, соответствует стандартным характеристикам изучаемых видов бумаги: наибольшей белизной обладает мелованная бумага (в результате высокого содержания наполнителей), приближена к ней офсетная бумага (также обладающая высокой степенью отбелки), наименее белая газетная бумага, имеющая высокий процент содержания древесной массы. Полученные расчетным путем показатели поверхностной фрактальной размерности демонстрируют значительную разницу характера поверхности у различных видов печатной бумаги: наименее развитой поверхностью обладает мелованная бумага вследствие большого содержания мелкодисперсных наполнителей, которые снижают порядок размера микронеровностей, более развитая структура характерна для офсетной бумаги. Наиболее развитой поверхностью обладает газетная бумага, содержащая минимальное количество наполнителей и достаточно крупные растительные волокна.

На каждом образце проводилось, как минимум, пять опытов. Для исследования влияния разброса измеряемых значений на конечный результат был проведен расчет дисперсий значений поверхностной фрактальной размерности для нескольких образцов бумаги. Результаты, приведенные в табл. 2, подтверждают допустимость разброса полученных значений.

| Эксперим | ентальные показ | Расчетный показатель | Дисперсия | | | | | |
|--------------|-----------------|----------------------|-----------|----------|--|--|--|--|
| $T_{5}, \%$ | h_{5} , мм | D | D_S | ,,, 1 | | | | |
| | | | | | | | | |
| 7,721 | | | 2,797 | | | | | |
| 7,397 | | | 2,787 | | | | | |
| 8,175 | 0,089 | 0,228 | 2,810 | 0,00017 | | | | |
| 8,305 | | | 2,814 | | | | | |
| 7,397 | | | 2,787 | | | | | |
| Офсетная № 1 | | | | | | | | |
| 7,008 | | | 2,608 | | | | | |
| 6,943 | | 0,097 | 2,606 | | | | | |
| 6,618 | 0,084 | | 2,596 | 0,00018 | | | | |
| 6,164 | | | 2,583 | | | | | |
| 6,229 | | | 2,585 | | | | | |
| | | Union Silk | | | | | | |
| 3,179 | | | 2,407 | | | | | |
| 3,179 | | | 2,407 | | | | | |
| 3,050 | 0,138 | 0,063 | 2,404 | 0,000003 | | | | |
| 3,179 |] | | 2,407 |] | | | | |
| 3,244 |] | | 2,409 |] | | | | |

Таблица 2. Дисперсии расчетных значений для трех видов бумаги

Для определения показателя фрактальной размерности наиболее точным, но и более трудоемким, признан контактный способ. Он реализуется с помощью профилографа с алмазной иглой, которая движется по поверхности исследуемого материала. Поскольку профилограф высокоточный прибор, позволяющий фиксировать неровности до пятого порядка включительно, то он требует тщательной установки и настройки. Данные высоты микронеровностей поверхности в цифровом виде записываются на компьютер. Далее производится фильтрация данных и расчет показателей. Пока что процесс фильтрации не алгоритмизирован и проводится «вручную» с помощью программных средств, расчет показателя фрактальной размерности выполняется на компьютере по специальной программе [1]. Несмотря на высокую точность значений данный способ может быть использован только в исследовательских целях, так как поточное производство бумаги или печати продукции требует более оперативного и мобильного способа.

Оптический способ исследования обеспечивает необходимую скорость получения данных для своевременного контроля и вмешательства в рабочий процесс, однако точность данных, полученных данным способом, нуждается в проверке. Результаты сопоставления показателей фрактальной размерности, полученных двумя различными способами исследования, представлены в табл. 3.

| Вид бумаги | <i>D</i> _S оптический | <i>D</i> _S контактный | Расхождение, % |
|----------------------------------|----------------------------------|----------------------------------|----------------|
| | способ | способ | |
| Газетная бумага | | | |
| Балахнинского ЦБК | 2,774 | 2,807 | -1,18 |
| Цветная бумага Кондопогского ЦБК | 2,878 | 2,749 | 4,69 |
| АО «Волга» | 2,799 | 2,893 | -3,24 |
| Газетная | 2,796 | 2,726 | 2,56 |
| Офсетная бумага | | | |
| Офсетная № 1 | 2,596 | 2,737 | -5,16 |
| Офсетная | 2,617 | 2,559 | 2,26 |
| Kaskad | 2,639 | 2,595 | 1,69 |
| Мелованная бумага | | | |
| Lumi Silk | 2,405 | 2,549 | -5,65 |
| Union Silk | 2,408 | 2,382 | 1,08 |
| Union Art | 2,383 | 2,485 | -4,09 |
| Kym Ex Cote | 2,360 | 2,298 | 2,70 |
| Kym Ex Cote Matt | 2,450 | 2,453 | -0,12 |
| Bereg Top Gloss | 2,247 | 2,469 | -8,98 |
| Bereg Top Silk | 2,397 | 2,362 | 1,46 |
| Magnomatt Satin | 2,370 | 2,338 | 1,37 |
| Мелованная | 2,335 | 2,193 | 6,46 |
| Magnostar | 2,351 | 2,244 | 4,76 |

| Таблица 3. Сравнительный анализ поверхностных фрактальных размерностей |
|--|
| полученных различными способами |

Анализ расхождения полученных данных в табл. 3 показал, что в большинстве случаев оно не превышает допустимых 5%, что свидетельствует о приемлемой точности оптического метода и что позволяет использовать его в исследовательских целях.

Наряду с образцами бумаги, для которой были известны значения фрактальной размерности, полученные ранее контактным методом, исследовались образцы двух ма-

рок бумаги Magnostar и Bereg Top Silk компании «Берег» с различными значениями массы метра квадратного. По результатам расчетов представилось возможным изучить для этих образцов зависимость пропускания бумаги и поверхностной фрактальной размерности от величины плотности бумаги. Полученные зависимости показаны на рис. 1.



Рис.1. Зависимости величины пропускания от плотности бумаги (*a*) и поверхностной фрактальной размерности от плотности бумаги (*б*).

Анализ рис.1, *а* подтверждает результаты, наблюдаемые на практике: при увеличении плотности бумаги величина пропускания снижается. Рис.1, δ демонстрирует рост показателя поверхностной фрактальной размерности при увеличении массы метра квадратного образца, следовательно, чем толще отливаемое полотно бумаги, тем более развитой получается его поверхностная структура, возможно, сказывается определенное возрастание упругости материала и сопротивления сглаживанию с увеличением массы. Однако для бумаги с малой плотностью наблюдается нестабильное поведение зависимости, которое можно объяснить сложностью учета отражения из-за повышенной прозрачности образцов

Использование теории фракталов, современного и перспективного подхода к изучению естественных хаотических структур, и оптической теории, обеспечивающей оперативность при проведении исследований, позволяет изучать классические материалы с принципиально новой точки зрения. Получение показаний производится в несколько раз быстрее, чем при использовании контактного метода; последующая математическая обработка легче поддается алгоритмизации и не требует «ручной» работы, в тоже время, точность конечного результата сохраняется в пределах допустимых 5%.

Получаемый в результате показатель фрактальной размерности поверхности позволяет охарактеризовать характер микроструктуры запечатываемой поверхности бумаги, что дает возможность получать информацию о состоянии поверхности и включать ее в системы управления бумагоделательными и печатными машинами.

Список литературы

- 1. Кулак М. И. Фрактальная механика материалов. Мн.: Выш. шк., 2002. 304 с.
- 2. Жбанков Р. Г. Инфракрасные спектры целлюлозы и ее производных. Мн.: Наука и техника, 1964. — 340 с.

УДК 548.735:669.715

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ ФОЛЬГ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AI–Ni–Cr, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОКАТКИ ИЗ РАСПЛАВА

Шепелевич В. Г., Сивцова П. А.

Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь mikhalch@mail.ru

Актуальной проблемой современного металловедения является исследование свойств быстро затвердевших алюминиевых сплавов, которые находят широкое применение в качестве конструкционных материалов в виде гранулированных сплавов. Они отличаются улучшенными механическими свойствами, в частности, упругостью и прочностью на разрыв. Улучшение механических свойств быстрозатвердевших сплавов связывают с образованием пересыщенного твердого раствора и системы ультрамелкодисперсных включений. Следует, однако, заметить, что сплавы, полученные сверхбыстрой закалкой из расплава, находятся в нестабильном состоянии и изменяют свои свойства со временем, особенно при термических нагрузках. При повышенных температурах пересыщенный твердый раствор распадается, происходит рост и последующая коалесценция включений, которая приводит к падению механических свойств. Объектом данного исследования была выбрана система Al-Ni-Cr, в которой возможно существенное упрочнение сплава. Как никель, так и хром, отличаются низкой равновесной растворимостью в алюминии при комнатной температуре: менее 0,006 масс.% и менее 0,3 масс.%, соответственно [1]. Исследования этой системы [2, 3] подтверждают данное предположение. Фольги, полученные центробежным затвердеванием со скоростью охлаждения ~10⁶ К/с, показали значительное увеличение микротвердости по сравнению с массивными образцами тех же сплавов.

Сплав номинального состава Al–1,7 ат.% Ni–0,44 ат.% Сг был получен сплавлением компонентов в индукционной печи. Данный сплав и алюминий использовались для синтеза сплавов Al–0,85 ат.% Ni–0,22 ат.% Сг и Al–0,42 ат.% Ni–0,11 ат.% Сг. Для получения фольг сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы капля расплава (~0,2 г) прокатывалась между медными цилиндрами диаметрами 5 и 20 см. Длина полученных фольг колебалась около 10 мм, ширина – около 5 мм. Толщина исследуемой фольги находилась в пределах 30...50 мкм. Скорость охлаждения, как показал расчет, достигала ~10⁶ K/c [4]. Далее сторона фольги, примыкавшая при затвердевании к большему барабану, будет называться стороной А, а противоположная – стороной Б.

Поверхностная структура образцов изучалась посредством растрового электронного микроскопа LEO 1455 VP. Поверхность исследовалась у исходных образцов, а также у образцов, подвергавшихся отжигу при температурах 170, 270, 380 и 500 °C на протяжении 1 часа. Рентгенографические исследования проводились на дифрактометре ДРОН-3М в геометрии Брегга–Брентано в монохроматизированном медном излучении. Параметр решетки твердого раствора и физическое уширение его линий рассчитывались для линии (420). Текстура фольг изучалась методом обратных полюсных фигур. Полюсная плотность дифракционных линий p рассчитывалась по методу Харриса. Микротвердость фольг по Виккерсу исследовалась с помощью микротвердомера ПМТ-3. Прилагаемая нагрузка составляла 20 г, время выдержки – 15 секунд. Изохронный отжиг исследуемых фольг проводился последовательно в температурном диапазоне 20–600 °C с шагом в 30 °C на протяжении 20 мин при каждой температуре. Изотер-



Рис. 1. Относительное содержание никеля (черная кривая) и хрома (серая кривая) в полосе шириной 3 мкм, показанной на вышележащей электронно-микроскопической фотографии, по данным Ожеспектроскопии.

мический отжиг для исследования микротвердости проводился при температурах 70, 170, 270, 380, 480 и 580 °C в течение нескольких часов.

Электронно-микроскопические исследования поверхности показали, что наряду с твердым раствором в фольгах присутствуют включения фазы Al₃Ni (рис. 1), выделяющиеся более светлыми пятнами на фоне темного твердого раствора. При отжиге количество и размер включений увеличиваются (рис. 2). Хорошо заметна на фотографиях также ячеистая структура фольг, наиболее ярко выраженная в воздушных карманах – в местах, где фольга не контактировала непосредственно с поверхностями кристаллизаторов. Включения локализуются по границам ячеек, визуализируя их вне воздушных карманов.





Рис. 2. Электронно-микроскопические фотографии поверхности фольг сплава Al–1,7 ат.% Ni–0,44 ат.% Сг: *а*) исходный образец, сторона А; *б*) исходный образец, сторона Б; *в*) образец после отжига при 500 °С, сторона А; *с*) образец после отжига при 500 °С, сторона Б.



Рис. 3. Зависимость суммарной интенсивности линий включений Al₃Ni от температуры последовательного отжига (время отжига 1 час для каждой температуры).

| Таблица 1. | Полюсные плотности | дифракционных |
|------------|--------------------|---------------|
| | линий α-Аl. | |

| hkl | Al-1,7% Ni- 0,44% Cr | Al-0,85% Ni- 0,22% Cr | Al-0,42% Ni- 0,11% Cr |
|-----|-------------------------|--------------------------|--------------------------|
| 111 | 2,6 | 2,6 | 2,5 |
| 200 | 0,7 | 0,8 | 0,6 |
| 220 | 1,0 | 0,8 | 0,9 |
| 311 | 0,7 | 0,8 | 0,8 |
| 331 | 0,7 | 0,5 | 0,6 |
| 420 | 0,7 | 0,5 | 0,8 |

Рентгеноструктурные исследования показывают, что основной фазой сплавов является твердый раствор на основе алюминия α-Al. Твердый раствор пересыщен, так как измеренный параметр решетки оказывается меньше соответствующего равновесной растворимости легирующих компонент для всех сплавов [1]. Интенсивность линий включений Al₃Ni при последовательном отжиге растет (рис. 3). Параметр решетки α-Аl с увеличением концентрации легирующих компонент падает, а при отжиге незначительно увеличивается: от 4,045 Å до 4,047 Å для сплава Al-1,7 ат.% Ni-0,44 ат.% Сг, но ни для какого состава не достигает параметра решетки чистого Аl. Физическое уширение в дифракционной линии (420) растет вместе с содержанием Ni и Cr, а при отжиге имеет тенденцию к уменьшению.

> Полученные методом прокатки фольги, как и ранее исследованные [2, 3], текстурированы в направлении (111) (табл. 1). Кроме того, на бугристой стороне явно заметно увеличение полюсной плотности линии (200), за счет уменьшения полюсной плотности линии (111). Текстурирование в направлении (100) характерно для алюминиевых сплавов в условиях квазиравновесного

затвердевания, поэтому найденное перераспределение полюсных плотностей свидетельствует о существенно более низкой скорости кристаллизации с бугристой стороны. При отжиге текстура сохраняется (табл. 2).

Таблица 2. Изменение полюсных плотностей дифракционных линий α-A1 при последовательном изохронном отжиге (*t* = 1 ч)

| b 1-1 | Температура отжига | | | | | | | |
|--------------|--------------------|-------|--------|--------|--------|--------|--------|--|
| nki | Исх. | 70 °C | 170 °C | 270 °C | 380 °C | 480 °C | 580 °C | |
| 111 | 2,7 | 2,6 | 2,9 | 2,8 | 2,8 | 2,7 | 2,8 | |
| 200 | 0,6 | 0,6 | 0,7 | 0,7 | 0,6 | 0,5 | 0,6 | |
| 220 | 0,8 | 0,9 | 0,8 | 0,8 | 0,8 | 0,8 | 0,7 | |
| 311 | 0,7 | 0,8 | 0,8 | 0,7 | 0,7 | 0,7 | 0,7 | |
| 331 | 0,5 | 0,6 | 0,6 | 0,5 | 0,5 | 0,5 | 0,7 | |
| 420 | 0,7 | 0,6 | 0,4 | 0,5 | 0,6 | 0,7 | 0,7 | |

Микротвердость полученных фольг растет с концентрацией Ni и Cr в сплаве, причем быстрее, чем для массивных образцов тех же сплавов (рис. 4).



Рис. 4. Микротвердость фольг и слитков исследованных сплавов Al-Ni-Cr.

Изохронный отжиг показывает следующее поведение микротвердости в зависимости от температуры (рис. 5). Начальное понижение сменяется постепенным ростом твердости и приводит к максимальному упрочнению фольг после отжига при 200-260 °С, причем при увеличении концентрации легирующих компонент максимум достигается при меньшей температуре. Последующее спадание микротвердости сменяется новым ростом в температурном диапазоне 350 -410 °С, а затем – разупрочнением.

Сложное поведение микротвердости нетипично для быстрозатвердевших сплавов алюминия, поэтому результаты изохронного отжига были проверены изотерми-

ческим (рис. 6). Было подтверждено существование обоих максимумов именно в указанных выше температурных диапазонах: на рис. 5 им соответствуют графики при температурах отжига 170 и 380 °C.

Начальное падение микротвердости связано с отжигом микронапряжений. Далее происходит увеличение твердости, благодаря интенсивному росту включений Al₃Ni, что подтверждается данными рентгеновских исследований: в этом температурном интервале происходит рост интенсивности линий Al₃Ni и одновременное уменьшение физического уширения линий и увеличение параметра решетки α-Al. Дальнейшая коалесценция выделений приводит к ухудшению механических характеристик сплава.



Рис. 5. Изменения микротвердости фольг при изохронном отжиге.

Вторичное упрочнение, на наш взгляд, связано с образованием хромистых выделений, вероятно, фазы Al₇Cr. Рентгенологическое определение ее затруднительно в связи с перекрытием ее рефлексов линиями оксида алюминия, в то же время при электронной микроскопии контрастность включений Al₇Cr мала, поэтому ее определение является нетривиальной задачей.



Рис. 6. Изменения микротвердости фольг сплава Al-1,7% Ni-0,44% Cr при изохронном отжиге.

Список литературы

- 1. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: «Металлургия», 1979. 640 с.
- Сивцова П. А., Шепелевич В. Г. Исследование структуры и механических свойств богатых алюминием сплавов системы Al-Ni-Cr. // В Машиностроение: Респ. межвед. сб. науч. трудов. – Вып. 19. – Мн.: УП «Технопринт», 2003. – 793 с. Сс. 717–720.
- Сивцова П. А., Шепелевич В. Г. Влияние отжига на свойства быстрозатвердевших фольг сплавов системы Al-Ni-Cr. // В Быстрозакаленные материалы и покрытия // Доклады 2-ой Всероссийской научно-технической конференции, 17-18 ноября 2003 г., "МАТИ" – РГТУ им. К. Э. Циолковского.: М.: Издательский центр "МАТИ" – РГТУ им. К. Э. Циолковского, 2003. – 273 с. Сс. 53–58
- 4. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. М.: «Металлургия», 1969. 654 с.

ВОЗМОЖНОСТЬ ФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Анисович А. Г.

Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь

В настоящее время наука о металлах начинает подходить к вопросу создания обобщенного описания процессов структурообразования при внешних энергетических воздействиях на основе различных физико-математических моделей.

Основной задачей по созданию целостной картины структурообразования в металлах при импульсных воздействиях является выработка определенных общих критериев, которые однозначно связывали бы структуру со свойствами, что невозможно в рамках традиционных подходов в силу сложности внутреннего строения металлической системы. Исследования, проведенные в направлении фрактального анализа микроструктур, позволяют считать таким критерием фрактальную размерность. (В частности, известна связь фрактальной размерности и характеристик прочности и долговечности и жаропрочности железоуглеродистых сплавов).

Структуры, формирующиеся при импульсных воздействиях, обладают свойствами фрактальности. На рис.1 представлено изменение периметра зерна от его площади бронзы *БрБ2* в закаленном состоянии (Рис. 1, *a*, *в*) и после импульсного воздействия (Рис. 1, *б*, *г*). В логарифмических координатах эта зависимость линейная, что указывает на фрактальность границ зерен. Фрактальная размерность в закаленном состоянии D=1,86, после обработки D=2,02. Увеличение фрактальной размерности может быть связано с повышением однородности микроструктуры. При этом величина фрактальной размерности определяет не только количественные параметры элементов структуры (зерен), но и физические свойства границ этих элементов.





ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СТРУКТУР В СПЛАВАХ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Анисович А. Г.

Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Исследованиями в области структурообразования в цветных металлах и сплавах при импульсных воздействиях (термических, ультразвуковых, лазерных, магнитных) показана аналогия процессов структурообразования. Структурный эффект состоит в периодическом формировании высокоразориентированной фрагментированной структуры с особой структурой границ, т.е. пространственно-временных структур (диссипативных). Теоретически и экспериментально показано, что уменьшение теплопроводности сплава связано с формированием диссипативной структуры. При формировании диссипативной структуры энергия запасается в металлической системе и может существовать посредством дефектов кристаллического строения и регистрироваться экспериментально как энергия искажений кристаллической решетки. Энергия напряжений второго рода в единице объема твердого тела связана с физическим уширением интерференционной линии.

Специфика формирования структуры при импульсных воздействиях и наблюдаемые при этом эффекты изменения физических свойств дают основание считать физическое уширение характеристикой энергетического состояния структуры. Формирование новых зерен (высокоразориентированных фрагментов) и, тем самым, диспергирование зеренной структуры, вызывает повышение физического уширения. Межзеренные границы в такой структуре являются высокоэнергетическими благодаря разориентировке, а также иной внутренней структуре самой границы, которая является основным дефектом структуры. Граница может быть представлена как локальное скопление дислокаций высокой плотности;, т.е. физическое уширение пропорционально плотности дислокаций, упорядоченных определенным образом.

Вопрос о природе ячейки Бенара применительно к металлической системе должен быть решен следующим образом. Ячейка дислокационной структуры не является непрерывно (в пространстве и/или времени) существующей единицей, способной к структурному "воспроизводству". Структурная единица, претендующая на роль ячейки Бенара, должна существовать непрерывно (или дискретно-непрерывно) в течения действия внешней силы.

Не всякое зерно следует считать элементом диссипативной структуры. Природа границ зерен зависит от способа получения данной структуры (исходной структуры и последующей обработки). При импульсном воздействии ячейками Бенара являются высокоугловые фрагменты с особой структурой границ.

ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА ДЛЯ АНАЛИЗА СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ МАГНИТО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ

Здор Г. Н., Шипица Н. А., Анисович А. Г., Ажаронок В. В.

Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь БГНПК "Порошковая металлургия", Минск, Беларусь Институт молекулярной и атомной физики НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Проведенные в последнее время исследования убеждают в перспективности использования импульсного магнитного поля для трансформации структуры и свойств неферромагнитных материалов [1,2]

Структурообразование при импульсной магнитной обработке происходит аналогично таковому для других видов импульсного воздействия. Главной особенностью процесса структурообразования является его периодичность в зависимости от количества циклов воздействия. В частности, изменение физического уширения интерференционной линии носит периодический характер, что отражает изменение зеренной структуры. Измельчению зерна (формированию фрагментов) соответствует повышение физического уширения интерференционной линии.



Для построения теории структурообразования при импульсных воздействиях и при магнитных, в частности, необходим поиск критериев, которые бы могли связать получаемую структуру и энергетические параметры сплава. В качестве такового рассматривается энергия работы выхода электрона, которая связана с концентрацией дефектов кристаллического строения. Работа выхода электрона отражает состояние микроструктуры сплава.

Список литературы

- Г.Н.Здор, А.Г.Анисович, А.Г.Яскович. Влияние импульсного магнитного поля на изменение износостойкости сплавов цветных металлов. Теория и практика машиностроения, 2003.
 №2. –с.40-43.
- 2. Г.Н.Здор, А.Г.Анисович, В.Д.Щиманович, В.В.Ажаронок, С.В.Дресвин Трансформация структуры и свойств бериллиевой бронзы под воздействием высокочастотного –магнитного поля. Металлы (Известия РАН), 2003. №4. с.100-105.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ V–Ti–Cr

Шевченко Н. В.¹, Литовченко И. Ю.²⁾

¹⁾ Томский государственный университет, Томск, Россия, <u>ShTasha@yandex.ru</u>

²⁾ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Сплавы V–Ti–Cr, в качестве материала для тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов) ядерных реакторов, представляет интерес, благодаря таким свойствам, как низкая плотность, высокое сопротивление коррозии, хорошая коррозионная стойкость в жидких металлах, малое сечение захвата тепловых нейтронов, относительно высокая прочность в области средних температур (до 600-800 °C) и др.

С целью повышения жаропрочности и радиационной стойкости малоактивируемого ванадиевого сплава V-4%Ti-4%Cr проведено исследование влияния термомеханической обработки (TMO) на механические свойства, дефектную структуру, механизмы деформации и разрушения этого сплава при разных температурах.

Методом активного растяжения в вакууме изучена температурная зависимость характеристик прочности и пластичности после ТМО по разным режимам. В результате термомеханической обработки, обеспечивающей формирование однородного по объему высокодисперсного распределения частиц неметаллической фазы, обнаружено значительное (~ в 1,5 раза) увеличения предела текучести в широком (623 до 1073 К) интервале температур при сохранении высокой пластичности.

Методами оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии на тонких фольгах изучены закономерности и механизмы пластической деформации и разрушения сплава в указанных выше условиях деформации.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В В2 ФАЗЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лысенко О. В.¹⁾, Сурикова Н. С.²⁾, Тюменцев А. Н.²⁾

¹⁾ Томский государственный университет, Томск, Россия, Lovl@yandex.ru ²⁾Институт физики прочности и материаловедения СОРАН, Томск, Россия

Методами механических испытаний, оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии исследованы закономерности деформации закаленных монокристаллов TiNi(Fe,Mo) в интервале мартенситного превращения инициированного нагрузкой.

Установлено, что в условиях прокатки при комнатной температуре и активной деформации сжатием важную роль в процессах пластической и неупругой деформации монокристаллов играет образование полос локализации деформации и механическое двойникование механизмом прямых плюс обратных (по альтернативным системам) мартенситных B2→B19(B19')→B2 превращений в полях высоких локальных напряжений. Показано, что при реализации этого механизма основной модой деформации является деформация мартенситного превращения типа Бейна.

В рамках указанного механизма удалось с единых позиций описать переориентацию кристаллической решетки как в полосах локализации деформации, так и в большинстве двойников В2 фазы, провести расчет тензоров дисторсии и плоскостей нулевых дисторсий двойников, а также проанализировать закономерности ориентационной зависимости двойникования и кривых деформации исследуемого сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Министерства образования РФ и CRDF в рамках программы BRHE (проект № 016-02).

О РАСЧЕТЕ НА ПРОЧНОСТЬ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Можаровский В. В., Шилько С. В.

Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАНБ, Гомель, Беларусь, <u>depa10@tut.by</u>

Разработаны методические основы проектирования тонкостенных и толстостенных сосудов давления из материалов, армированных волокнами. Особенностью указанных материалов является вязкоупругость компонент и анизотропия механических свойств.

При расчете тонкостенных сосудов вводится допущение о том, что при действии переменного во времени давления в стенках возникают напряжения растяжения или сжатия. Принимается, что физические свойства материала стенки сосудов описываются теорией анизотропного тела с использованием концепции пограничных слоев. При описании эффективной жесткости гетерогенных сред в виде волокнистых материалов предполагается изменение во времени упругих свойств матрицы (модулей упругости) и их постоянство для армирующей фазы (волокон).

Для моделирования вязкоупругих эффектов при расчете сосудов давления применяется теория линейной вязкоупругости в операторном виде. В качестве ядер ползучести и релаксации использованы многопараметрические ядра на основе функции Миттаг–Лефлера.

С целью определения реологических постоянных предлагается приближенный метод вычисления параметров ядер ползучести и релаксации. Путем преобразования Лапласа–Карсона и с использованием экспериментальных данных о ползучести, определение реологических параметров сводится к задаче безусловной минимизации. Решение задачи оптимизации на безусловный минимум получено численно при помощи компьютерных программ, реализующих методы Хука-Дживса, Флетчера-Ривса и градиентные методы. Даны расчетные зависимости, позволяющие прогнозировать механические свойства при различной схеме армирования.

О ФИЗИЧЕСКОЙ АНАЛОГИИ ДИНАМИЧЕСКОГО ФРИКЦИОННОГО И СТАТИЧЕСКОГО АДГЕЗИОННОГО КОНТАКТА

Плескачевский Ю. М., Шилько С. В.

Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАНБ, Гомель, Беларусь, <u>depa10@tut.by</u>

Отмеченная в [1] физическая аналогия между адгезионным статическим и динамическим фрикционным контактированием позволяет моделировать процессы трения и адгезионного разрушения на единой методологической основе, а именно, как задачу поиска свободной границы (обнаружения контактных зон с различными граничными условиями).

Так, при микроскольжении, инициируемом при качении и предварительном смещении, когда статическое (в зоне сцепления) и кинетическое (в зоне проскальзывания) виды трения реализуются одновременно, подлежит определению внутренняя граница раздела области контакта на указанные специфические зоны. Разрушение фрикционной связи при контактном деформировании становится возможным, когда тангенциальное напряжение на поверхности достигает некоторого предельного значения, равного локальной силе трения. Аналогичная ситуация возникает при адгезионном (межфазном) разрушении, когда подвижность границы обусловлена движением трещины сдвига или отрыва.

Для математического моделирования возникновения и эволюции свободных границ при трении (адгезионном разрушении) формулируется контактная задача и решается вариационное неравенство, что, в свою очередь, сводится к поиску оптимума нелинейного функционала с ограничениями в виде неравенств. Граница зоны разрушения зависит от соотношения адгезионной и когезионной прочности, условий испытания и других факторов. Таким образом, может быть сформулирована задача о свободной границе в форме неравенств $|\tau| \le \tau_s$, $|\tau| \le \tau_a$, $p \le p_a$ (где τ_s , τ_a , p_a есть предел пластичности, прочности на сдвиг и отрыв, соответственно) [2]. Дано математическое описание пластического течения тонкого промежуточного слоя и разрушение адгезионных связей в двухстороннем контакте с учетом процесса релаксации и частичного восстановления связей.

Для численного решения использована процедура, основанная на алгоритме Удзавы, с дополнительными операторами корректировки параметров контакта во времени.

При компьютерной реализации алгоритма (программа "BEL") использован метод граничного элемента, что позволило добиться высокой точности и эффективности расчета напряженно-деформированного состояния области конечных размеров при простой дискретизации зоны трения (разрушения). Перемещения узлов сформированной сетки определялись с помощью фундаментальных решений для случая упругой изотропии контактирующих тел.

- 1. Плескачевский Ю.М. О некоторых аналогиях фрикционного динамического и адгезионного статического контактирования металла с термопластичным полимером // Трение и износ.– 1983.– Т. 4, № 5.– С. 948-952.
- Shilko S.V., Pleskachevsky Yu.M. The Mathematical Simulation of Free Boundary Evolution in Frictional Contact // Boundary Elements Communications Journal.– 2001.– Vol. 12, № 2/3.– P. 18–33.

ДЕФОРМАЦИОННО–ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ХИРУРГИЧЕСКИХ НИТЕЙ

Хиженок В. Ф.

Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАНБ, Гомель, Беларусь, <u>depa10@tut.by</u>

Механические свойства, помимо биосовместимости, играют ключевую роль при выборе хирургических нитей. В докладе изложены результаты определения деформационно-прочностных характеристик синтетических и природных нитей при растяжении, в т.ч. с узлами, в сухом и влажном состоянии, до и после модификации бионейтральным полимерным покрытием в виде полипараксилилена, а также после стерилизации. Эксперименты проводились согласно [1] на стенде Instron 5567с фиксацией образцов в эластичных прокладках для исключения проскальзывания и обрыва нити вблизи кромок захватов сериями не менее 5 образцов. Разрыв и последующая кратковременная ползучесть нити регистрировались видеокамерой для детального изучения.

Установлено, что нанесение 1...4 мас. % полипараксилилена на основу из шелка, капрона и лавсана не приводит к заметному изменению прочности σ_p нити в сухом состоянии. Этот результат предсказуем, поскольку σ_p и модуль Юнга волокна значительно больше, чем материала покрытия, количество которого невелико. Значительно больший интерес представляет влияние покрытия на прочность влажных нитей, что соответствует условиям их функционирования. Установлено, что капсулирование гидрофобным полимером уже при 1 масс. % дает повышение «влажной» прочности до уровня прочности сухих нитей, что весьма ценно, поскольку снижение σ_p нерассасывающихся нитей крайне нежелательно.

Исследование влияния стерилизации на прочность показало увеличение последней (таблица), а для полифиламентных нитей установлено, что покрытие приводит к увеличению прочности нити в узле, что является неочевидным результатом, поскольку считается, что узлы снижают прочность нити на 15...20%.

| Максимальная нагрузка, Н | | | | | | | | | | | |
|---------------------------|--------|-------|-------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Без по | крытия | 1,6 | ,6% 2,5% 4% | | % | 4,5% | | 5,5% | | | |
| Ло | По- | Ло | По- | Ло | По- | Ло | По- | Ло | По- | Ло | По- |
| до | сле | до | сле | до | сле | до | сле | до | сле | до | сле |
| 16,48 | 16,39 | 13,67 | 17,55 | 17,29 | 18,08 | 15,95 | 19,22 | 11,84 | 17,62 | 17,63 | 18,54 |
| Деформация при разрыве, % | | | | | | | | | | | |
| 17,93 | 32,79 | 18,24 | 29,31 | 20,96 | 32,57 | 21,91 | 34,09 | 20,99 | 36,06 | 22,11 | 31,85 |

Таблица. Характеристики нитей (средние значения) в узле до и после стерилизации.

Так как разброс значений σ_p при разрыве нитей с узлами заметно меньше, а диаграмма деформирования линеаризуется, можно заключить, что узлы способствуют консолидации волокон, предотвращая обрывы отдельных волокон до исчерпания прочности нити. Кроме того, гидрофобное и водостойкое покрытие, подавляет эффект снижения прочности при намокании, что важно с точки зрения сохранения несущей способности шва при длительном периоде заживления.

1. ГОСТ 396-84 Нити хирургические шелковые крученые нестерильные. Технические условия.

2. Shilko S.V. Grakovich P.N., Khizhenok V.F., Parkalov S.V. Biomechanical properties of surgical threads covered with functional coatings // Russian J. of Biomechanics.– 2003.– Vol. 7, № 2.– P. 53–58.

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ТРУБЧАТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ В ПРОЦЕССЕ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ

Черноус Д.А.

Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАНБ, Гомель, Беларусь, <u>depa10@tut.by</u>

Полимерные материалы, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ), широко используются при изготовлении изделий. Возникает необходимость в описании механического поведения полимерных трубок, муфт, пленок и т.д. в процессе реализации ЭПФ. В частности, в докладе представлены результаты анализа напряженнодеформированного состояния трубчатого образца из полимерного материала с ЭПФ. Термосиловое нагружение образца осуществляется в несколько этапов: 1) При постоянной температуре увеличивают внутренний радиус трубки (вытяжка). 2) При неизменном внутреннем радиусе охлаждают образец до температуры ниже температуры плавления (замораживание). 3) Снимают внешнюю нагрузку. 4) При постоянном внутреннем радиусе нагревают образец до некоторой температуры T_{max} . При этом образец стремится вернуться к исходной, до начала вытяжки, форме (терморелаксация). 5) Охлаждают образец до температуры окружающей среды.

Образец находится в условиях плоской деформации. Для анализа напряженнодеформированного состояния образца вводится цилиндрическая система координат z, r, θ . Смещения, деформации и напряжения в образце являются функциями радиальной координаты r. Механическое поведение полимерного материала описывается на основе модели «замороженной деформации» [1] (аналогичный подход описан также в работе [2]). При этом материал рассматривается как композит, состоящий из аморфной и кристаллической фаз.

В результате решения задачи термоупругости получены температурные зависимости радиальных напряжений на внутренней границе трубки, реализуемых на этапах терморелаксации и последующего охлаждения. В качестве примера рассматривался радиационно-модифицированный полиэтилен высокой плотности, зависимость термомеханических характеристик которого от поглощенной дозы излучения приведена в [2]. Установленные зависимости радиального напряжения от поглощенной дозы излучения и температуры $T_{\rm max}$, достигаемой по завершении процесса терморелаксации, позволяют оценить надежность и эффективность использования термоусаживающихся изделий трубчатой формы.

Список литературы

- 1. Shardakov I.N., Matveyenko V.P., Pistsov N.V, Beghishev V.P. Simulation of termomechanical prosses in crystallizing polymer // Polimer Engineering and Science.– 1997.– Vol. 37, № 8.– P. 1270–1279.
- 2. Черноус Д.А., Шилько С.В., Плескачевский Ю.М. Описание эффекта памяти формы радиационно-модифицированных полимеров в условиях термомеханического воздействия // Инженерно-физический журнал.– 2004.– Vol. 77, №1.– С. 7-11.
- 3. Плескачевский Ю.М., Смирнов В.В., Макаренко В.М. Введение в радиационное материаловедение полимерных композитов. – Мн.: Навука і тэхніка, 1991. – 191 с.

НОВЫЕ ЛАКОКРАСОЧНЫЕ ПОКРЫТИЯ С ПОВЫШЕННЫМИ ПРОЧНОСТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Мартинкевич А. А., Николайчик А. В., Прокопчук Н. Р., Крутько Э. Т.

Белорусский государственный технологический университет, Минск, Беларусь, <u>anna_nic1979@mail.ru</u>

На современном этапе развития техники и технологии велика роль лакокрасочных материалов, как в различных отраслях промышленности, так и в быту. При этом придание изделиям и конструкциям привлекательного внешнего вида – безусловно, важное, но далеко не основное назначение лакокрасочного покрытия. Защита металлов от коррозии, древесины от гниения, придание поверхностям светоотражающих, биоцидных, абразивных свойств – далеко не полный перечень функций, выполняемых современными лакокрасочными покрытиями. Ассортимент полимерных пленкообразователей, используемых для получения лакокрасочных материалов, весьма широк, что позволяет получать лакокрасочные покрытия с самым разным комплексом свойств для тех или иных конкретных приложений. Тем не менее, совершенствование техники и технологии настолько ужесточают требования к покрытиям, что ресурс полимерных пленкообразователей – основного компонента лакокрасочного материала – уже не в состоянии удовлетворить их. В частности, основными недостатками покрытий из эпоксидных смол, которые и являются объектом настоящего исследования, являются хрупкость и сравнительно небольшая адгезия к металлическим поверхностям, что связано с их структурными особенностями [1] и, несомненно, ограничивает их более широкое использование в судо- и машиностроении. Один из очевидных способов улучшения свойств лакокрасочных покрытий – модификация пленкообразующей системы различными реакционноспособными соединениями. Нами разработана и применена модифицирующая система на основе полиамидокислоты с добавкой бис-амидокислоты, позволившая качественно улучшить свойства лакокрасочного материала на основе диановых эпоксидных смол. Так, адгезия покрытия к стали увеличилась втрое, ударная прочность - в 40 раз, а эластичность при изгибе – более чем в 150 раз! Твердость покрытия изменяется мало: возрастает на 5-10%. При этом приведенные данные многократно перепроверены и надежны.

Если рост адгезии можно объяснить увеличением числа полярных функциональных групп в системе [2], то увеличение твердости одновременно с колоссальным ростом эластичности и ударной прочности (которая, в известной степени, может рассматриваться как эластичность в условиях быстрой деформации) однозначно объяснить пока не удается. Выполненные рентгенофазовые и электронно-микроскопические исследования выявили появления в модифицированном материале новой кристаллической фазы, которая, вероятно, и влияет на свойства образцов. Вместе с тем, механизм этого влияния неясен, исследования в этой области продолжаются. Тем не менее, полученные результаты, несомненно, имеют заметный практический интерес.

Список литературы

- 1. Пакен А.М. Эпоксидные соединения и эпоксидные смолы. М.: Госхимиздат, 1962. 963 с.
- Х. Ли, К. Невилл. Справочное руководство по эпоксидным смолам // -М.: Энергия, 1973. 416 с.

О ХАРАКТЕРНЫХ ПРИЗНАКАХ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРОИТЕЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Якимук В. П.

Научно-практический центр пожарной безопасности и проблем чрезвычайных ситуаций Брестского областного управления МЧС Республики Беларусь, Брест, Республика Беларусь, yakwell@mail.ru

Вследствие огневого воздействия вещества и материалы, из которых изготовлены строительные конструкции и оборудование, оказавшиеся в зоне действия высоких температур, претерпевают различные изменения. Эти изменения сопровождаются характерными признаками, которые выражаются в изменении физических, химических и механических свойств веществ и материалов, в развитии деформации, разрушении или в полном уничтожении (выгорании) частей здания. При этом вещества и материалы, зафиксировавшие воздействие температуры на них, выступают в качестве естественных термоиндикаторов (термосвидетелей).

Естественные термоиндикаторы подразделяют на: меняющие цвет при определенной (критической) температуре; плавящиеся; выкипающие или выгорающие при заданной температуре; характеризующие определенное состояние частей здания, строительных конструкций и оборудования после огневого воздействия соответствующей мощности.

Некоторые естественные термоиндикаторы обладают свойством «запоминать» температуры по сечению, длине и высоте строительных конструкций. К ним относятся распространенные строительные материалы – бетон, дерево, пластмассы.

Во время пожара возможны различные сочетания факторов, влияющих на температурный режим и поведение строительных конструкций. К числу основных факторов, определяющих разрушительные последствия пожара на здание, относятся пожарнотехническая характеристика здания; размер нагрузок на элементы строительных конструкций; длительность воздействия пламени или высокой температуры; температурный режим по участкам здания (с учетом условий газообмена в зонах горения и охлаждающего действия огнетушащих средств).

Характерные признаки, свидетельствующие о воздействии на конструкции высокой температуры, определяются, с одной стороны, конкретными условиями горения и зависят, в основном, от характеристики и длительности воздействия теплового импульса, а с другой стороны – от вида термоиндикатора.

Поведение бетона при нагреве определяется изменением его составляющих: заполнителя и цементного камня [1,2,3]. К наиболее общим признакам, по которым можно судить о температуре, действовавшей на бетон, относятся изменение цвета и закопчение; снижение тона звука при простукивании; отслаивание и отколы; взрывообразные и местные разрушения; изменение прочностных и деформативных характеристик, физико-химических свойств; оплавление и следы огневой эрозии бетона.

- 1. Зенков Н.И. Строительные материалы и поведение их в условиях пожара.-М.: ВИПТШ МВД СССР, 1974, 176с.
- 2. Некрасов К.Д., Жуков В.В., Гуляева В.Д. Тяжелый бетон в условиях повышенных температур.-М.: Стройиздат, 1972, 128с.
- 3. Сычев В.М., Жуков В.В. Огнестойкость строительных конструкций.-М.:ЦИНИС Госстроя СССР, 1976, 60с.

О ПОВЕДЕНИИ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ КОЛОНН В УСЛОВИЯХ РЕАЛЬНОГО ПОЖАРА

Попко А. С.

Научно-практический центр пожарной безопасности и проблем чрезвычайных ситуаций Брестского областного управления МЧС Республики Беларусь, Брест, Республика Беларусь

Исследования в области совершенствования конструктивных решений и методов расчета огнестойкости железобетонных конструкций не теряют своей актуальности, а являются одним из перспективных направлений в строительстве.

К колоннам, как и к другим строительным конструкциям, предъявляются требования к огнестойкости, т.е. способности конструкции (в данном случае колонны) сохранять свои функции под воздействием пожара в течение установленного нормами промежутка времени. В общем случае огнестойкость является функцией ряда случайных переменных (прочностных, геометрических и т. п.). Поэтому расчет ведется с применением детерминистического подхода, используя феноменологическое неравенство, при котором фактическая огнестойкость больше или равна требуемой. $\Pi O_{\rm p} \ge \Pi O_{\rm Tp}$

Требуемая огнестойкость строительной конструкции или узла определяется огнестойкостью, предъявляемой к зданию или сооружению, в котором используется та или иная конструкция, согласно действующим нормативным документам.

К определению фактической огнестойкости во многих государствах, в том числе, и в Республике Беларусь, сложились единые подходы, основанные на проведении огневых испытаний.

Эти испытания проходят при заданном температурном режиме в печи и, хотя испытания проводят натурным методом, они имеют ряд недостатков:

1. температурный режим в печи не обеспечивает моделирования температурных режимов в реальных условиях пожара;

2. конструкция печей не позволяет в полном объеме создавать необходимые условия нагружения;

3. принятый подход не позволяет дифференцированно оценить качество выпускаемой продукции;

4. требуются значительные материальные и временные затраты.

Вторым способом определения фактических пределов огнестойкости является проведение расчетов по нормативно установленным методикам.

Переход к научно обоснованному, дифференцированному определению и нормированию требуемых пределов огнестойкости строительных конструкций в целом, с учетом реальных температурных режимов возможного пожара, потребует данные о поведении конструкций при различных температурных режимах. Учитывая, что массовое проведение натурных огневых испытаний железобетонных колонн при различных температурных режимах пожара чрезвычайно трудоемко и экономически не рационально, необходима разработка новых и совершенствование известных методов расчетной оценки, а также получение надежных расчетных данных о поведении различных конструкций в условиях температурных режимов пожара, близких к реальным.

1. ISO/TO 834 – 3 – 94 Испытания на огнестойкость строительных конструкций. Часть 3. Комментарии по методам испытаний и применению результатов испытаний.

ТЕМПЕРАТУРНО-ВЛАЖНОСТНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СТЕНКЕ ОГРАЖДАЮЩЕЙ КОНСТРУКЦИИ

Кофанов В. А., Никитин В. И.

Учреждение образования «Брестский государственный технический университет», Брест, Республика Беларусь, <u>avafonin@bstu.by</u>

При воздействии внешней среды капиллярно-пористые материалы ограждающих конструкций зданий и сооружений непрерывно претерпевают изменения температуры и влажности, вызывающие появление в них температурных и влажностных деформаций. Вследствие неравномерного распределения этих деформаций по объему в материалах конструкции возникают внутренние напряжения, которые приводят к появлению микро- и макротрещин.

При проектировании наружных ограждений зданий и сооружений необходимо обеспечивать нормируемый тепловлажностный режим этих материалов, от которого зависят теплозащитные характеристики конструкций и их долговечность. В настоящее время представление о тепловлажностном и напряженно-деформированном состоянии этих материалов можно сформировать расчетным путем на основе использования довольно сложных математических моделей. При расчетах нестационарных температурно-влажностных полей и соответствующих температурно-влажностных напряжений, возникающих в капиллярно-пористых материалах наружных ограждений от воздействий окружающей среды, необходимо знать их значения теплотехнических и физикомеханических параметров.

Для каждого материала значения этих параметров обычно определяются экспериментальным путем, которому свойственны большие неопределенности, связанные, прежде всего, с изменчивостью характеристик поровой структуры материала. Возможно, поэтому в строительных нормах различных стран для одних и тех же материалов рекомендуемые значения коэффициента паропроницаемости, например, могут отличаться в 2-3 и более раз [1]. При такой неопределенности высока вероятность ошибочных технических решений, связанных с проектированием наружных ограждений зданий.

Свыше сорока лет назад Александровский С.В. в своей монографии [2] указал на необходимость учета температурно-влажностных воздействий при расчете бетонных и железобетонных конструкций. В настоящее время за рубежом проявляют все большее внимание к этой проблеме. В подтверждение сказанному можно привести, например, работы [3, 4]. Однако в нашей республике работы в данном направлении практически отсутствуют.

- 1. Pĺoński W. Problem wilgoci w przegrodach budowlanych. Praca ITB №294, Wydawnictwo "Arkady", Warszawa, 1968. 156 s.
- Александровский С.В. Расчет бетонных и железобетонных конструкций на изменения температуры и влажности с учетом ползучести. Изд. 2-е, переработ. и доп. М.: Стройиздат, 1973 – 432 с.
- 3. Baroghel-Bouny V., Mainguy M., Lassabatere T., Coussy O. Characterization and identification of equilibrium and transfer moisture properties for ordinary and high-performance cementitious materials, Cement and concrete research 29 (1999) 1225-1238.
- Kowalski S.J., Rybicki A. Pola temperatury, koncentracji wilgoci i naprężeń w zawilżonej przegrodzie wywołane zmiennymi parametrami powietrza po obu stronach// Materiały konferencyjne IX Polskiej Konferencji Nauowo-Technicrnij "Fizyka Budowli w Teorii i Praktyci", Łódź 2003 – 327 – 340.

К ВОПРОСУ ПОВЕДЕНИЯ ДЕРЕВЯННЫХ КОНСТРУКЦИЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

Кулинич В. Г.

Научно-практический центр пожарной безопасности и проблем чрезвычайных ситуаций Брестского областного управления МЧС Республики Беларусь, Брест, Республика Беларусь

Основным критерием безопасности зданий и сооружений является возможность сохранять механическую прочность конструкций при воздействии высоких температур, в частности, для деревянных конструкций – сохранение несущей способности. Критерием определения несущей способности деревянных конструкций является размер поперечного сечения (площадь).

Площадь поперечного сечения конструкций, подвергнутая воздействию высоких температур, зависит от скорости обугливания древесины, времени воздействия температуры и ряду других факторов. Принято считать, что обугливание древесины под действием огня развивается перпендикулярно поверхности конструкции, подверженной его воздействию, с постоянной скоростью и зависит исключительно от типа древесины. Скорость обугливания в различных источниках указывается в пределах от 0,5 до 1 мм/мин. Так же известно, что дерево сохраняет неизменными свои механические свойства в части, не затронутой обугливанием.

Согласно стандартной кривой пожара, средняя максимальная температура, достигаемая в помещении, составляет 900 0 С. Известно, что при температуре 120-150 0 С завершается процесс сушки древесины. При дальнейшем нагревании до температуры 150-180 0 С происходит выделение внутрикапиллярной и химически связанной влаги. При температуре 250 0 С происходит пиролиз древесины с выделением газов, способных к воспламенению от источника зажигания. Эту температуру можно принять за температуру вспышки древесины.

Используя базу данных НПЦ ПБиЧС испытаний древесины огнезащишённой, попробуем отследить изменения скорости обугливания в зависимости от применяемого состава. В нашем распоряжении имеется 91 образец, испытываемый на установке по ГОСТ 16363 «Средства защитные для древесины. Методы определения огнезащитных свойств», образцы обработаны различными составами (впитываемыми, покрывными). Анализ лабораторных испытаний показывает, что:

1. образцы, которые обработаны покрывными составами, имеют потерю массы не более 9%, что, согласно ГОСТ 30219 «Древесина огнезащищённая», относится к І группе эффективности (трудногорючий материал);

2. скорость обугливания, на образцах, обработанных покрывным материалом, составляет ≈ 0,1 мм/мин (время воздействия огнём до 2 минут).

Основной вывод: несущая способность деревянных конструкций, подвергнутых огнезащитной обработке покрывным составом, увеличивается в 5 раз.

Основные позиции, требующие внимания:

- 1. Внести изменения в нормативные документы по экспресс методу определения I группы эффективности древесины огнезащищённой, как пример: определение толщины слоя огнезащитного покрытия по вырезаемым цилиндрам.
- 2. Назрела необходимость провести расчёты экономической целесообразности нанесения вспучиваемых составов относительно впитываемых.
- 3. Темпы экономического и строительного роста указывают на необходимость введения альтернативного метода определения пределов огнестойкости деревянных конструкций расчётным методом (в отдельных случаях).

УТОЧНЕННАЯ МЕТОДИКА ИДЕНТИФИКАЦИИ КОНСТАНТ НЕЛИНЕЙНОГО ВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ТЕЧЕНИЯ ТИПА КУЭТТА

Гавриленко С. Л.

Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАНБ, Гомель, Беларусь, <u>depa10@tut.by</u>

В последнее время широкое распространение получили задачи идентификации определяющих соотношений. В классической теории течения аналогично сверхпластичности используется пропорциональность девиаторов напряжений и скоростей деформации. Помимо условия несжимаемости материала, используется зависимость:

 $\tau = \tau_0 + K \left(\frac{H}{\varepsilon_0}\right)^m$, где τ и H – вторые инварианты девиаторов напряжений и скоростей

деформации соответственно, τ_0 – предел текучести, K – пластическая вязкость, m – па-

раметр скоростной чувствительности, ε_0 – характерная скорость деформации.

В [1] описано решение задачи о течении нелинейного вязкопластического материала между коаксиальными цилиндрами. Задачи идентификации констант являются некорректными, и для них разработаны специальные методы регуляризации [2]; в частности, описан алгоритм идентификации для общего случая, когда расстояние между цилиндрами произвольно. Однако в ротационных вискозиметрах, реализующих течение типа Куэтта, величина зазора мала, что предлагается использовать для упрощения идентификации. Из выражения для разности угловых скоростей внешнего и внутреннего цилиндров путем разложения в ряд Тейлора с использованием двух первых членов было получено уравнение, содержащее 3 константы материала, значения момента и угловых скоростей. Из 3 экспериментов имеем систему уравнений, достаточную для идентификации. На вискозиметре были проведены 4 эксперимента с жидкокристаллической смазкой с выраженным пределом текучести при температуре 30 0 С (3 для идентификации и 1 контрольный).

Полученная система уравнений была решена в Matcad 7.0. Затем решалась прямая задача нахождения момента вращения. Погрешность определения момента равна 4%, что говорит о высокой точности нахождения констант. Путем варьирования моментов в пределах 3% показано, что значения констант отличаются не более, чем на 10%, что свидетельствует об устойчивости процедуры. Данный алгоритм значительно уменьшает объем вычислений, необходимых для идентификации модели нелинейного вязкопластического материала и может быть применен для приближенной оценки констант, которые можно найти точно, построив сетку функций, содержащих неопределенные интегралы [1].

- 1. Гавриленко С.Л., Шилько С.В., Васин Р.А. Определение характеристик вязко-пластического материала в условиях течения Куэтта // Прикл. механика и техн. физика.– 2002.– № 3.– С. 502–508.
- 2. Тихонов А.Н., Арсенин В.Я. Методы решения некорректных задач. М.: Наука, 1979.

ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ПОЛИОКСАДИАЗОЛЬНЫХ ВОЛОКОН В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ СВЕТОПОГОДЫ

Михалко М. Н.¹⁾, Садовский В. В.²⁾, Докучаев В. Н.³⁾

¹⁾ Белорусский торгово-экономический университет потребительской кооперации, г. Гомель, Республика Беларусь, <u>Mikhalko@tut.by</u>

²⁾ Белорусский государственный экономический университет,

г. Минск, Республика Беларусь, <u>vice-rector@bseu.minsk.by</u> ³⁾ Республиканское унитарное предприятие

"Светлогорское производственное объединение "Химволокно",

г. Светлогорск, Республика Беларусь, oeb@sochem.belpak.gomel.by

Известно, что при длительном совместном воздействии солнечного света, кислорода воздуха, тепла и влаги (так называемой светопогоды) свойства большинства волокон и нитей ухудшаются. В результате фотохимической деструкции происходит постепенное уменьшение степени полимеризации и, как следствие, понижение комплекса механических свойств волокна, в частности, прочности и удлинения. Поэтому при оценке практической пригодности волокон влияние воздействия светопогоды должно учитываться.

Полиоксадиазольные (ПОД) волокна по сравнению с другими синтетическими волокнами обладают недостаточной устойчивостью к воздействию светопогоды. Устойчивость к воздействию светопогоды ПОД волокон может быть повышена при введении в них светостабилизаторов. Достаточно эффективная светостабилизация этих волокон достигается введением в их состав на стадии синтеза некоторых солей-светостабилизаторов.

В условиях Республиканского унитарного предприятия "Светлогорское производственное объединение "Химволокно" (РУП "СПО "Химволокно") в рамках совместного проекта работ Института физики Национальной Академии наук Беларуси, Белорусского торгово-экономического университета потребительской кооперации и РУП "СПО "Химволокно" были наработаны две партии жгута ПОД арселонового с добавкой на стадии синтеза полимера соли-светостабилизатора в количестве 43 кг/т и 45 кг/т. Технической задачей, на решение которой направлена работа, является определение оптимальных параметров ведения технологического процесса, типа и концентрации светостабилизатора для повышения уровня качества ПОД волокна арселон.

Нами исследовано изменение прочности ПОД волокон в результате воздействия светопогоды. Эксперимент проводился на приборе Q-U-V производства The Q-Panel Company (США). Пробы комплексных арселоновых нитей помещали в прибор, в котором проводилось их периодическое облучение и дождевание: 4 часа — облучение при температуре (70 ± 3) °C, 4 часа — дождевание при температуре (50 ± 3) °C. Испытания начинались с периода облучения. Для облучения использовали лампы типа UV A-340 с длиной волны 295-365 нм. По истечении выбранных периодов экспонирования определяли разрывную нагрузку испытываемых проб нитей. Устойчивость к воздействию светопогоды определяли по проценту уменьшения прочности после экспонирования по сравнению с исходной прочностью нитей.

Результаты испытаний показывают, что с увеличением концентрации светостабилизатора устойчивость арселоновых нитей к воздействию светопогоды повышается. Так, прочность комплексной арселоновой нити с добавкой светостабилизатора 43 кг/т после экспонирования в течение 9 циклов уменьшилась на 49,3%, а комплексной нити с добавкой 45 кг/т — всего на 23,3%.

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

Гальченко Н. К., Кашина Е. Е., Белюк С. И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г.Томск, Россия, root@ispms.tomsk.ru

Одним из перспективных направлений повышения эксплуатационной стойкости изделий является поверхностное упрочнение концентрированными источниками нагрева. В настоящей работе представлены результаты исследования структурно-фазового состояния и особенностей формирования композиционных металлокерамических покрытий системы Al_2O_3 —CrN, Al_2O_3 —Cr2N на основе сочетания процесса нитридоплазменной технологии нанесения покрытий с последующим оплавлением электронным лучом. Покрытия наносили на стальную и медную подложки с промежуточным подслоем из сплава H85Ю15; плазмообразующим газом служил Ar+N₂. Для оплавления использовали источник электронов с плазменным эмиттером на основе отражательного разряда с полым катодом. Диаметр луча составлял 1 мм, длина развертки луча 10 мм, ускоряющее напряжение 28 кВ. Исследовали влияние величины тока луча как наиболее легко и плавно регулируемого технологического параметра на микроструктуру. Оплавление проводили при токе луча $I_{луча} = 16, 24, 50$ мА.

Исследования показали, что в результате оплавления плазменных покрытий всех составов формируются литые бездефектные структуры с пористостью не более 1 %. Рассмотрены особенности формирования фазового состава покрытий после оплавления электронным лучом, исходя из микрорентгеноспектрального и рентгенофазового анализов. Показано, что фазовый состав покрытий практически одинаков на медной и стальной подложках, только отличается фазовыми составляющими в переходной зоне у границы раздела. Согласно результатам рентгенофазового анализа, после оплавления в покрытиях появились соединения шпинельного типа: NiAl₂O₄ - в покрытиях содержащих до 30% вес. Cr_xN_y и NiCr₂O₄, NiAl₂O₄ – в покрытиях с 30-70% вес. Cr_xN_y. Основными фазами в покрытиях являются окись алюминия, которая присутствует в двух модификациях α - Al₂O₃ и γ - Al₂O₃. Послойный рентгенофазовый анализ показал наличие Cr₂O₃ у поверхности покрытий, интерметаллидов NiAl, Ni₃Al – у границы раздела с подложкой. Эти фазы, вероятно, образовались в результате частичной диссоциации Cr_xN_v, Al₂O₃ взаимодействия легирующих элементов и подслоя H85Ю15 под воздействием электронного луча. Металлографические исследования показали, что при токе луча I = 16 мА во всех покрытиях произошло упрочнение в довольно узкой зоне от поверхности оплавления. Твердость относительно исходного (неоплавленного) состояния возросла в 1,2–1,4 раза. При I = 20 мА и I = 24 мА сформировались слоистые структуры с тремя зонами повышенной твердости. С повышением плотности мощности электронного луча происходит перемешивание материала подложки с покрытием, что приводит к уменьшению микротвёрдости.

Экспериментально подтверждена возможность объемного упрочнения оксидных покрытий, полученных плазменным методом, под воздействием электронного луча. Определён оптимальный режим оплавления, при котором независимо от состава и условий получения плазменных покрытий происходит формирование бездефектной литой структуры покрытий с высокими значениями твёрдости и абразивной износостой-кости ($K_{\text{изн}} = 10$).

ФОРМА ОТПЕЧАТКОВ МИКРОТВЕРДОСТИ НА РАЗЛИЧНЫХ СПЛАВАХ

Шахназаров А. Ю., Пряхин Е. И., Шахназаров Ю. В.

СПбГПУ, C3ТУ, Санкт-Петербург, Россия <u>decanat@ftim.spbstu.ru</u>

Искажение формы отпечатка и сдвигов не может быть сведено к типу решетки, в т. ч. мартенсита (оцк, гпу), уровню твердости, форме навалов по контуру, состоянию металла (литое, деформированное), изо- и анизотропии свойств; проявление деформации в виде сдвигов и мартенсита деформации является частным случаем модели Зегера и не может быть сведено к типу решетки; проницаемость границ зерен плохого и хорошего соответствия для сдвигов; генерирование сдвигов границей зерна; дальне- а не близкодействие индентирования.

Сдвиги в феррите волнисты, что связывают с поперечным и (или) одновременным по нескольким плоскостям скольжением, т.е. с развитой деформацией. Волнистость не убывает при удалении от источника сдвигов – отпечатка или опосредствующей деформацию границы зерна. Это ставит под сомнение природу волнистости, т.к. удаленные сдвиги являются проявлением слабой деформации, т.е. скольжения по одной системе.

Для стального и титанового мартенсита характерно отсутствие сдвигов вокруг отпечатков (при увеличении до 800). Это связано с развитием скольжения в пределах кристалла мартенсита, что при х 800 не может быть обнаружено. Различная ориентация сдвигов в разноориентированных кристаллах мартенсита не дает видимых сдвигов, сравнимых с размерами отпечатка.

Детектировать деформацию можно по рельефу мартенсита деформации, т.к. мартенситное "превращение выступает здесь в качестве механизма пластической деформации" (Г.Курдюмов). Это проделано на сплаве Cu + 8,5 % Al + 12 % Zn, памятуя о том, что поверхностный мартенсит "образуется не на всех зернах, но лишь на благоприятно ориентированных, хотя пока не выяснено, какие именно ориентировки благоприятны" (Г. Курдюмов). Результаты индентирования показывают: мартенсит деформации, в отличие от деформации, наблюдается только у одного угла отпечатка; мартенсит касается отпечатка только у самого кончика угла, где казалось бы, минимальная деформация; протяженность пакета рельефа сравнима с диагональю отпечатка, что свидетельствует о дальнодействии индентирования; воображаемое продолжение диагонали отпечатка четко разграничивает область, где есть рельеф, от области, где его нет, что можно связать с разным углом "атаки" прилежащими гранями плоскостей аустенита, но не с деформацией как таковой. Таким образом, как и сдвиги в феррите, рельеф мартенсита деформации скорее исключение, чем правило, проявляющее деформацию в частных случаях.

0,5±0,1 %С – КРИТИЧЕСКОЕ СОДЕРЖАНИЕ УГЛЕРОДА В СТАЛИ

Шахназаров К. Ю., Шахназаров А. Ю.

СПбГПУ, "Трек – авто", Санкт-Петербург, Россия decanat@ftim.spbstu.ru

В 1916 году Д. К. Чернов опубликовал на одном рисунке свою, с единственной значимой точкой 0,5 %С, и современную диаграммы Fe–C; на последней точки В ("конец" перитектики) и О ("конец" существования твердого раствора на основе β -Fe) находились при ~ 0,35 % С. На официальных диаграммах Германии, США и СССР 1948 - 49 г.г. точки В и О расположены уже при 0,5 % С. У доэвтектоидных сталей левее и правее точек В и О разная "генеалогия". У первых: расплав, δ -, γ -, β - и α -фазы, эвтектоид, у вторых: расплав, γ - и α -фазы, эвтектоид. Известно, что эвтектическая концентрация ощущается и в перегретых на ~ 500°С расплавах силуминов. Поэтому разная «генеалогия» может сказаться на структуре и свойствах сталей, содержащих больше и меньше 0,5 ± 0,1% С. Перечислим некоторые хорошо и малоизвестные эффекты.

В 1902 г. Бенедикс ввел термин "ферронит" для α - твердого раствора сталей с % С > 0,5. Термин не привился, но наблюдавшиеся Бенедиксом эффекты не исчезли. Кестер в 1929 г. заметил, что способность к закалочному дисперсионному твердению почти полностью исчезает при %С > 0,6, как и к изменению коэрцитивной силы после отпуска при 250° С.

Обергоффер (1915 г.) и Гудремон (до 1956 г.) показали – без комментариев – абсолютный максимум $\sigma_{\rm T}$ у отожженных сталей с ~ 0,55 % С, хотя структура примерно на треть состоит из "мягкого" феррита. Бурнс и Пиккеринг в 1964 г. установили, что максимуму $\sigma_{\rm T}$ отвечает максимум ψ при 0,6 % C; при %C > 0,6 приходится определять $\sigma_{0.2}$, а не σ_{T} . Твердость мартенсита не растет или почти не растет при % C > 0,6, хотя статические искажения должны увеличиваться, пусть и с меньшим темпом, как и число необездоленных атомами углерода элементарных ячеек. Твердость закаленных и отожженных сталей качественно меняется одинаково, несмотря на принципиальную разницу в структуре. Ставшие хрестоматийными кривые изменения магнитных свойств (коэрцитивная сила, максимальная и остаточная индукция, проницаемость, намагниченность насыщения) и электросопротивления немонотонны, имея перегибы при ~ 0,5 % С как после отжига, так и закалки. Как и положено, электросопротивление наклепанных сталей с 0,1, 0,51 и 0,76 %С максимально у последней, а термо-электродвижущая сила (пары отожженный – наклепанный образцы) – у второй. У сталей с 0,15, 0,45 и 0.8 % С ширина рентгеновской линий (211) тем больше, чем выше %С и степень наклепа, но ширина линии (110), которую связывают с вкладом областей когерентного рассеяния, одинакова. У стали с 0,54 % С максимальный темп изменения длины во время нагрева в интервале 0 –100° и минимальный в интервале 200 – 280° среди всех других закаленных сталей с 0,44, 0,71, 0,84, 1,09 и 1,19 % С (В.К.Белоус и др.). "Видманштеттова структура присутствует в доэвтектоидных сталях с 0,05 - 0,5% С" (Р. П. Тодоров, Х. Г. Христов, 2004 г.). Максимальный абсолютный прирост предела прочности в результате динамического деформационного старения во время растяжения при 200 – 300° нормализованных сталей с 0,1, 0,45, и 0,8 % С составляет 150, 130 и 150 Мн/м, а убыль относительного сужения 17, 21 и 15 % соответственно. При 175° на

температурных зависимостях длины площадки текучести (на кривых растяжения) у сталей с 0,1 и 0,8 % С наблюдается минимумы, а у сталей с 0,45 % С – максимум, что свидетельствует о специфике динамического деформационного старения примерно наполовину ферритной структуры. На зависимостях тангенса угла наклона амплитудно зависимого участка внутреннего трения к оси амплитуд от температуры (20-700°) после предварительной деформации (8 %) у сталей с 0,1 и 0,8 % С два минимума, а у сталей с 0,4 % С – четыре. Уменьшение тангенса можно рассматривать, как следствие снижения общей плотности дислокаций и увеличения, "благодаря этому, концентрации точек закрепления дислокационных линий". Эффект динамического деформационного старения "сначала увеличивается с повышением % С до 0,45 % С, а затем уменьшается" (В. К. Бабич и др.). Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский и Р. И. Энтин в справочнике "Металловедение и термическая обработка стали" (1983 г.) ввели параграф "Кристаллическая структура закаленной стали с 0,6 % С", отсутствовавший в монографии "Превращения в железе и стали" (1977 г.). Те же авторы отмечают: "При закалке сталей с <0,6 % С частичный отпуск мартенсита происходит уже во время самого закалочного охлаждения ... что приводит к слиянию дублетов тетрагональной решетки...и. следовательно, к невозможности определения тетрагональности мартенсита". Тетрагональность низкоуглеродистых (<0,6 % С) сталей удалось измерить, понизив М_н за счет введения никеля. Вряд ли это корректно, поскольку никель сам по себе вызывает аномалии тетрагональности, кстати, наблюдающиеся и в безуглеродистых сплавах. Совер и Ли (1926 г.) исследовали "горячие" свойства нормализованных сталей, хотя твердость стали с 0,5 % С была ниже, чем с 0,3 % С. То же – у А. П. Гуляева и Л. М. Сармановой (1972 г). Удельный объем отожженной стали с 0,65 % С больше, чем с 0,75 % С (Маурер, 1920 г.), а должно быть наоборот. При 0,5 % С находится точка пересечения кривых продолжения линии ES и равенства свободных энергий аустенита и феррита (Гудремон, до 1956 г.). Критическая скорость закалки и температура M_н резко снижаются до 0,5 % С, далее оставаясь практически неизменными. Манипуляции Велтера (1923 г.) с тремя сталями (0,1, 0,6 и 0,8 % С) ниже А₁, включая охлаждение в воде и на воздухе, показали более высокую прочность и меньшую пластичность второй стали. У отпущенных при 600° после закалки шести сталей (0,3 - 0,8 % C) максимумы σ_s и S_k (сопротивление разрушению) при 0,45 % С (Л. С. Мороз, 1958 г.). У этих сталей нет структурно свободного феррита, но эффект при 0,5 % С такой же, как у отожженных сталей. "Вопрос о причинах высокой твердости мартенсита не решается только установлением роли статических локальных искажений решетки" (Л. С. Мороз). На кривой сжатия в результате низкого отпуска, построенной по данным Нолли и Вейрета, Ле Шателье, Дризена и Шевенара, два перегиба – при ~ 0,5 и 0,9 % С. "Особое" механическое поведение сталей с 0,5 % С резко проявляется при больших скоростях приложения нагрузки. Твердость по Шору при 220 - 750° у стали с 0,6 % С выше, чем с 0,8 % С (Тамару, 1926 г.). Отношение удлинения при динамическом растяжении к удлинению при статическом у сталей с 0,1, 0,3, 0,5, 0,7 и 0,9 % С составляет 0,86, 0,96, 1,02, 1,04 и 0,94 соответственно, что свидетельствует о минимальной чувствительности третьей стали к скорости нагружения (Хонда, 1927 г.).

Перечисленные изменения свойств не зависят от состояния сталей, т.к. наблюдаются после отжига, нормализации, закалки, отпуска, наклепа, во время "горячих" испытаний.

ФОРМИРОВАНИЕ ГЕТЕРОФАЗНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ ЛИСТОВЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Пышминцев И. Ю., Саврай Р. А.

УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия, <u>tofm@mail.ustu.ru</u> Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия, <u>lkm@imach.uran.ru</u>

Начиная с 1980-х годов, ведется активная разработка и изучение новых типов сталей для холодного формоизменения, обладающих более высоким уровнем прочности. Это послужило важным толчком к увеличению их применения, в частности, в автомобильной промышленности, и реализации различных международных программ по снижению массы автомобильного кузова. При этом неуклонно возрастает доля листовых высокопрочных экономнолегированных сталей с метастабильным аустенитом, котоправило. имеют следующий химический состав: (0,15...0,30)%Срые. как (1,50...2,00)%Mn-(0,10-1,50)%Si-(0,05-1,80)%Al. В связи с этим важным является решение ряда задач, требующих поиска эффективного управления формированием микроструктуры, в частности, получение оптимальных свойств для различных операций холодного формоизменения. В данной работе рассмотрены особенности формирования микроструктуры таких сталей и ее влияния на механические свойства. Для исследования использовался холоднокатаный лист, подвергнутый изотермической закалке из межкритического интервала (МКИ) температур с выдержкой в интервале температур бейнитного превращения для формирования многофазной структуры с метастабильным аустенитом.

Комплексное исследование микроструктуры с использованием различных методов травления показало, что предварительная пластическая деформация оказывает определяющее влияние на формирование структуры при нагреве в МКИ. Кроме того, сопоставление микроструктуры после выдержки в МКИ температур и последующей выдержки в интервале температур бейнитного превращения с результатами моделирования процесса роста аустенита, выполненного с использованием программы для термодинамических расчетов DICTRA, позволили предложить объяснение о влиянии выдержки в МКИ на морфологию микроструктуры, устойчивость и количество остаточного аустенита.

С целью изучения влияния структуры на свойства исследованных сталей в условиях, приближенных к реальным условиям эксплуатации, кроме стандартных испытаний были проведены механические испытания на одноосное растяжение в условиях повышенного гидростатического давления (в диапазоне от 0 до 800 МПа) и с высокой скоростью деформирования (до $1,5 \times 10^2$ сек⁻¹). Было установлено, что приложение высокого гидростатического давления оказывает существенное влияние на интенсивность превращения аустенита в мартенсит и на микромеханизм деформации и разрушения исследованных сталей, что приводит к изменению характера разрушения, как на микро, так и на макроуровне. При высокоскоростном нагружении наблюдается существенное изменение прочностных, пластических свойств стали, что связано с квази-адиабатическим нагревом, величина которого была определена как экспериментально, так и расчетным путем. Было также выявлено, что по величине энергоемкости разрушения при высокоскоростном растяжении исследованные стали существенно превосходят ряд других сталей, в частности, двухфазные феррито-мартенситные стали.
УДК 620.17.660.8/09

КИНЕТИКА УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПРИ МАЛОАМПЛИТУДНОМ ФРИКЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ

Пинчук В. Г.¹⁾, Короткевич С. В.²⁾, Прохоренко А. А.³⁾

 Гомельский государственный университет им. Франциска Скорины, Гомель, Беларусь
 Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАНБ, Гомель, Беларусь, korotsv@tut.by
 ³⁾ РУП "Гомельтранснефть Дружба", <u>AP@transoil.gomel.by</u>

Решение проблемы разрушения материалов фрикционного контакта базируется на изучении закономерностей изменения структуры поверхностного слоя. В связи с этим весьма актуальным является изучение кинетики дислокационной структуры при граничном трении, с точки зрения которого возможна микроскопическая трактовка процессов разрушения. Проблематичным в настоящее время является вопрос кинетики изнашивания и её взаимосвязь с процессами пластической деформации поверхностного слоя. Установление закономерности взаимовлияния этих процессов может определить пути управления износостойкостью материалов.

Комплексные исследования пар трения Ni-Ni, Ni-Мо методами ферромагнитного резонанса (ФМР), электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа утвердили периодичность изменения структурных параметров - плотности дислокаций и дислокационных конфигураций, текстуры и интенсивности изнашивания со временем нагружения. Установлено, что эта периодичность связана с развитием характерных пластических и пластически - деструкционных стадий деформирования, протекающих сначала с упрочнением, а затем – с разупрочнением кристаллической решётки. Анализ структурных факторов показал, что в приповерхностном слое протекают, с различной степенью взаимоисключения, два противоположных процесса – упрочнение за счёт генерации новых дислокаций, их взаимодействие между собой и другими дефектами структуры и разупрочнение, связанное с релаксационными явлениями – образованием полигональных структур, формированием микротрещин, стоком дислокаций на их поверхность. Микротрещины развиваются в направлении высшей плотности дислокаций. Действие знакопеременных нагрузок, связанных со спецификой фрикционного нагружения, приводит к формированию полос скольжения и усталостных трещин. По границам зёрен обнаружены микропоры и зарождение из них микротрещин. Электронномикроскопические снимки показывают, что перед разрушением кристаллическая решётка поверхностного слоя сильно диспергирована – имеет большое количество очагов разрушения (микротрещин, микропор и т.д.). Изучена кинетика интенсивности изнашивания металла во взаимосвязи с микроструктурными изменениями поверхностного слоя. Установлено, что периодически повторяющиеся выбросы интенсивности изнашивания совпадают по времени с минимумами плотности дислокаций. Эти результаты дают основание утверждать о локализации во времени процесса образования продуктов изнашивания, обусловленной спецификой упругопластического деформирования поверхностных слоёв твёрдых тел при трении и формирование циклического лепестково послойного характера изнашивания.

УДК 539.42: 620.172.254

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ

Соковиков М. А., Ордянский В. Г.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия <u>sokovikov@icmm.ru</u>

Многочисленными экспериментальными исследованиями показано, что важными дефектами структуры, определяющими релаксационные свойства и кинетику разрушения реальных материалов, являются микросдвиги, микротрещины - типичные дефекты мезоуровня. [1-6]. Так, многочисленные структурные исследования процессов нагружения с различными скоростями указывают на определяющую роль в явлениях пластического деформирования согласованного поведения ансамбля этих микродефектов. В данном исследовании построена математическая модель, описывающая основные черты пластического деформирования при высокоскоростном нагружении с учетом нелинейного поведения ансамбля взаимодействующих микросдвигов.

Значительное внимание вопросам природы пластической деформации уделено в работах научного направления возглавляемого академиком В. Е. Паниным. [7-9], где развивается представление о деформируемом твердом теле как о многоуровневой системе, в которой пластическое течение развивается как последовательная эволюция потери сдвиговой устойчивости на различных масштабных уровнях: микро, мезо и макро.

Обсуждаемый класс явлений в последние годы исследуется нелинейной физикой [10, 11], рассматривающей данные эффекты с позиций неравновесных ориентационно - кинетических переходов.

В данной работе используется ранее разработанная теория [10], в которой методами статистической физики и термодинамики необратимых процессов изучается влияние микросдвигов на упругие и релаксационные свойства твердых тел. Определяющие уравнения сред с микросдвигами имеют следующий вид:

$$\sigma_{ik} = L_1 e_{ik}^p - L_2 \dot{p}_{ik} , \quad \Pi_{ik} = L_2 e_{ik}^p - L_3 \dot{p}_{ik} , \quad (1)$$

Здесь p_{ik} – тензор, характеризующий интенсивность и преимущественную ориентацию микросдвигов; $\Pi_{ik} = \frac{\partial F}{\partial p_{ik}}$ – термодинамическая сила, действующая на систему, когда p_{ik} отличается от равновесного (F – свободная энергия среды с микросдвигами); σ_{ik}, e_{ik}^p – тензоры напряжений и скоростей пластических деформаций; L_i – кинетические коэффициенты, зависящие от p_{ik} . Определяющие уравнения материала (1) включают соотношения релаксационного типа для тензора напряжений и уравнения движения для параметра p_{ik} . В этих уравнениях учтены "перекрестные" эффекты: влияние микросдвигов на релаксационные процессы и пластичности на кинетику роста p_{ik} . В дальнейшем рассматривается случай, когда пластическая деформация подчиняется ус-

Часть II

ловию $e_{ii}^p = 0$ (пластическая несжимаемость материала), а среднее напряжение $\sigma = \frac{1}{3}\sigma_{ii}$

определяется через упругие составляющие тензора деформаций.

В рамках данной теории были определены характерные реакции материалов на образование дефектов.

Рассматривается цилиндрический образец меди, нагружаемый с постоянной скоростью деформации сжатия, в ходе которого реализуется одномерное напряженное состояние

$$\sigma_{zz} \neq 0, \sigma_{xx} = \sigma_{yy} = 0$$

Используя представление о малости деформаций и скоростей деформаций, для упругопластической среды имеем

$$\dot{\mathcal{E}}_{zz} = \dot{\mathcal{E}}_{zz}^e + \dot{\mathcal{E}}_{zz}^p, \tag{2}$$

где $\dot{\mathcal{E}}_{zz}, \dot{\mathcal{E}}_{zz}^{e}, \dot{\mathcal{E}}_{zz}^{p}$ - скорости суммарной, упругой, пластической деформации.

Для одномерного напряженного состояния получаем следующую формулировку закона Гука в переменных полной и пластической деформации

$$\sigma_{zz} = E\left(\varepsilon_{zz} - \varepsilon_{zz}^{p}\right),\tag{3}$$

или в типичном для динамических постановок представлении

$$\frac{\partial \sigma_{zz}}{\partial t} = E \left(\frac{\partial \varepsilon_{zz}}{\partial t} - \frac{\partial \varepsilon_{zz}^{p}}{\partial t} \right).$$
(4)

Для пластической составляющей тензора скоростей деформации существенна девиаторная компонента тензора напряжений

$$\sigma'_{zz} = \frac{2}{3}\sigma_{zz}, \qquad (5)$$

с учетом которой релаксационные уравнения, описывающие упруго-пластические свойства среды с дефектами, имеют вид:

$$\sigma'_{zz} = l_1 \dot{\varepsilon}^p_{zz} - l_2 \frac{\partial p_{zz}}{\partial t}, \tag{6}$$

$$\Pi_{zz} = l_2 \dot{\varepsilon}_{zz}^p - l_3 \frac{\partial p_{zz}}{\partial t}, \qquad (7)$$

$$\frac{\partial \delta}{\partial t} = -\Pi_{\delta} \,. \tag{8}$$

Скорость деформации образца предполагается постоянной

$$\dot{\varepsilon}_{zz}\left(t\right) = e \quad , \tag{9}$$

и решение системы удовлетворяет начальным условиям

$$\sigma_{zz}(0) = \dot{\varepsilon}_{zz}^{p}(0) = p_{zz}(0) = 0, \quad \delta(0) = 2.0 \tag{10}$$
$$t \in [0, \infty)$$

Здесь t – время; $\sigma_{zz}, \sigma'_{zz}, \dot{\varepsilon}_{zz}, \dot{\varepsilon}_{zz}, p_{zz}$ – компоненты тензоров напряжений, девиатора напряжений, скоростей деформаций, скоростей пластических деформаций, параметра плотности микросдвигов; E – модуль упругости первого рода; δ – параметр скейлинга, l_1, l_2, l_3 – кинетические коэффициенты, $\Pi_{zz} = \frac{\partial F}{\partial p_{zz}}, \ \Pi_{\delta} = \frac{\partial F}{\partial \delta}, \ rge F(p_{zz}, \delta)$ – свободная энергия.

Введя переменные

$$\overline{\sigma}_{zz} = \frac{\sigma_{zz}}{G}, \quad \overline{\sigma}_{zz}' = \frac{\sigma_{zz}'}{G}, \quad \overline{\dot{\varepsilon}}_{zz} = \dot{\varepsilon}_{zz}\Delta t, \quad \overline{\dot{\varepsilon}}_{zz}^{p} = \dot{\varepsilon}_{zz}^{p}\Delta t, \quad \overline{t} = \frac{t}{\Delta t},$$

rge $\Delta t = l_1 / G, \quad \overline{\Pi}_{zz} = \frac{\Pi_{zz}}{G}, \quad \overline{\Pi}_{\delta} = \frac{\Pi_{\delta}}{G},$

представим систему уравнений (4) – (10) в безразмерном виде:

$$\frac{\partial \bar{\sigma}_{zz}}{\partial \bar{t}} = \frac{E}{G} \left(e - \bar{\dot{\varepsilon}}_{zz}^{\ p} \right),\tag{11}$$

$$\bar{\sigma}_{zz}' = \frac{2}{3}\bar{\sigma}_{zz},\tag{12}$$

$$\overline{\dot{\varepsilon}}_{p} = \overline{\sigma}_{zz}' + \frac{l_{2}}{l_{1}} \frac{\partial p_{zz}}{\partial \overline{t}}, \qquad (13)$$

$$\frac{\partial p_{zz}}{\partial \overline{t}} = \frac{l_2}{l_3} \,\overline{\dot{\varepsilon}}_p - \Pi'_{zz} \,, \tag{14}$$

$$\frac{\partial \delta}{\partial \overline{t}} = -\Pi_{\delta}', \tag{15}$$

где $\Pi' = \Delta t \cdot \Pi_{zz} = \frac{l_1}{G} \Pi_{zz} = l_1 \overline{\Pi}_{zz}, \qquad \Pi'_{\delta} = \Delta t \cdot \Pi_{\delta} = \frac{l_1}{G} \Pi_{\delta} = l_1 \overline{\Pi}_{\delta}.$

Функция П' аппроксимировалась выражением

$$\Pi' = -A_1 \cdot \overline{\sigma}'_{zz} + A_2 \cdot p_{zz} \cdot \delta - A_3 \cdot \exp(-p_a / p_{zz}) + A_4, \tag{16}$$

где A_1, A_2, A_3, A_4, p_a – параметры аппроксимации.

Для функции Π'_{δ} в соответствие с результатами статистической модели выбрано представление

$$\Pi_{\delta}' = \delta - \frac{B_1}{p_{zz}} - B_2 \cdot \exp\left(-\frac{p_{\delta}}{p_{zz}} \cdot \overline{\sigma}_{zz}'\right) - B_3, \qquad (17)$$

где $B_1, B_2, B_3, p_{\delta}$ – параметры аппроксимации.

Численное исследование системы (12) – (17) проводилось методом конечных разностей. Использовались следующие значения констант для меди

$$\begin{split} &G = 0.4 \cdot 10^{11} \,\Pi \text{a}, \\ &E = 1.12 \cdot 10^{11} \,\Pi \text{a}, \\ &l_1 = 4.08 \cdot 10^7 \,\Pi \text{a} \text{ c}, \ l_2 = 1.84 \cdot 10^7 \,\Pi \text{a} \text{ c}, \ l_3 = 4.08 \cdot 10^7 \,\Pi \text{a} \text{ c}, \\ &A_1 = 8.0, \ A_2 = 0.1, \ A_3 = 0.04, \ A_4 = -1.25 \cdot 10^{-4}, \ p_a = 2.9 \cdot 10^{-3}, \\ &B_1 = 1.0 \cdot 10^{-3}, \ B_2 = 1.0 \cdot 10^{-6}, \ B_3 = -3.0, \ p_{\delta} = 1.0 \cdot 10^{-4}. \end{split}$$

Результаты численного моделирования

На рис.1,2 представлены результаты численного моделирования динамического сжатия цилиндрических образцов с различными скоростями деформирования. С ростом скоростей деформирования образца наблюдается рост напряжений течения, рис.1.



Рис.1. Зависимость напряжения $\overline{\sigma}_{zz}$ от времени \overline{t} при одноосном сжатии с постоянной скоростью дефомации; скорости деформации $\overline{\dot{\epsilon}}_{zz} = 0.4; 0.5; 0.6; 0.7; 0.8; 0.9; 1.0; 1.1; 1.2; 1.3; 1.4.$

С увеличением скоростей деформирования образцов происходит рост скоростей пластических деформаций. Развитые пластические деформации сопровождаются увеличением скоростей изменения параметра плотности микросдвигов, рис. 2. В процессе упрочнения скорости изменения параметра плотности микросдвигов уменьшаются при всех скоростях деформации, рис.2. Наблюдаемые закономерности объясняются тем, что в процессе деформирования происходят множественные ориентационно – кинетические переходы в ансамблях микросдвигов, вследствие чего наблюдается развитие пластических деформаций. С ростом деформации происходит изменение характерных реакций материала на образование микросдвигов, следствием чего является упрочнение.

Рост напряжений течения с ростом скоростей деформирования можно объяснить большим прониканием в область метастабильности и изменением характерных реакций материала на образование микросдвигов. Падение скоростей пластической деформации в процессе упрочнения является следствием падения скоростей изменения параметра плотности микросдвигов, обусловленное изменением характерных реакций материала на образование микросдвигов. Для количественного определения констант модели использовалась численная процедура по методу наименьших квадратов.

Исследования проводились при частичной поддержке грантов РФФИ 02-01-00736, 04-01-96042, проектов МНТЦ № 1181 и №2146.



Рис.2. Зависимость скорости изменения параметра плотности микросдвигов \bar{p}_{zz} от времени \bar{t} при одноосном сжатии с постоянной скоростью деформации; скорости деформации $\bar{\dot{\varepsilon}}_{zz} = 0.4$; 0.5; 0.6; 0.7; 0.8; 0.9; 1.0; 1.1; 1.2; 1.3; 1.4.

Список литературы

- 1. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
- 2. Финкель В.М. Физика разрушения. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
- 3. Тамуж В.П., Куксенко В.С. Микромеханика разрушения полимерных материалов. Рига: Зинатне, 1978. 294 с.
- 4. Макклинток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов. М.: Мир, 1970. 454 с.
- 5. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974. 560 с.
- Бетехтин В.И., Владимиров В.И., Кадомцев А.Г., Петров А.И. Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел // Проблемы прочности. - 1979.-N7.-C.38-45; N8.-C.51-57; N9.-C.3-9.
- 7. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. -Новосибирск: Наука, 1985.- 229с.
- 8. Панин В.Е. Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, 1990. 225с.
- Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов в 2-х т./ Под ред. В.Е.Панина. - Новосибирск: Наука, 1995. - 297с. и 320с.
- 10. Наймарк О.Б. О термодинамике деформации и разрушение твердого тела с микротрещинами. Институт механики сплошных сред, АН СССР, Свердловск., 1982.- С.3-34.
- 11. Naimark, O.B. Kinetic transition in ensembles of microcracks and some nonlinear aspects of fracture. In: Proceedings IUTAM Symposium on nonlinear analysis of fracture. Kluver, The Netherlands, 1996.

УДК 539.42 : 620.172.254

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ УДАРЕ

Соковиков М. А.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия sokovikov@icmm.ru

Ярким примером неустойчивости пластического сдвига следует считать формирование так называемых полос адиабатического сдвига при ударном нагружении материалов [1]. Локализация пластического сдвига является следствием резких структурных изменений в материалах и может сопровождаться полиморфными превращениями, фрагментацией, ориентационной и ротационной неустойчивостью.

Эксперименты [2-5] показывают, что реализация больших пластических деформаций сопровождается сильной фрагментацией структуры. Особенно интенсивно этот процесс идет при ударном нагружении, которое сопровождается формированием мозаичной и ячеистой структуры [2,3]. По мере увеличения степени деформации ячейки измельчаются, толщина дислокационных границ ячеек уменьшается, плотность дислокаций внутри субграниц увеличивается. При значительных деформациях вся структура кристалла представляет набор диполей и петель, в результате кристалл разбивается на сильно разориентированные фрагменты [4,5]. Разориентировка между фрагментами, отстоящими друг от друга даже на небольшие расстояния, может достигать нескольких десятков градусов.

Фрагментация структуры является естественной предпосылкой для зарождения и роста микросдвигов. Микросдвиги возникают в местах структурных несовершенств: участков с повышенной плотностью дислокаций, границ блоков и т.п. В настоящее время установлено, что зарождение и рост микросдвигов играет существенную роль в процессе деформирования и разрушения материалов [6]. Особую роль в возникновении пластической неустойчивости играют структурные изменения в материале, связанные с коллективными процессами в системе микросдвигов.

Многочисленными экспериментальными исследованиями показано, что важными дефектами структуры, определяющими релаксационные свойства и кинетику разрушения реальных материалов, являются микросдвиги и микротрещины – типичные дефекты мезоуровня [7-13].

Так структурные исследования процессов указывают на определяющую роль в явлениях неустойчивости пластической деформации согласованного поведения ансамблей микросдвигов.

Коллективные эффекты в ансамбле взаимодействующих микросдвигов сопровождаются структурными изменениями, вызывающими локализацию пластической деформации. Одним из видов локализованной пластичности является адиабатический сдвиг при высокоскоростном нагружении. Наиболее ярко неустойчивость пластического сдвига наблюдается при высокоскоростном налетании ударника конечного размера на преграду. При определенных условиях нагружения имеет место, так называемое, "выбивание пробки" [14]. При этом пластическая деформация (или разрушение) локализуются в узкой области, располагающейся по периметру цилиндрического ударника. Значительное внимание вопросам неустойчивости и локализации пластической деформации уделено в работах научного направления возглавляемого академиком В. Е. Паниным [15 - 17], где развивается представление о деформируемом твердом теле как о многоуровневой системе, в которой пластическое течение развивается как последовательная эволюция потери сдвиговой устойчивости на различных масштабных уровнях: микро, мезо и макро.

Экспериментальные исследования микроструктуры полос адиабатического сдвига, проведенные в ряде работ, в частности [18], ясно указывают на то, что формирование полос адиабатического сдвига является результатом скачкообразных процессов в системе микросдвигов и пластических ротаций и тесно связано с изменением ориентаций зерен в узких полосах сдвига,

В данной работе используется ранее разработанная теория [19-21], в которой методами статистической физики и термодинамики необратимых процессов изучается влияние микросдвигов на упругие и релаксационные свойства твердых тел. Определяющие уравнения сред с микросдвигами имеют следующий вид:

$$\sigma_{ik} = L_1 e_{ik}^p - L_2 \frac{\partial p_{ik}}{\partial t}, \quad \Pi_{ik} = L_2 e_{ik}^p - L_3 \frac{\partial p_{ik}}{\partial t}, \tag{1}$$

Здесь p_{ik} – тензор, характеризующий интенсивность и преимущественную ориентацию микросдвигов; $\Pi_{ik} = \frac{\partial F}{\partial p_{ik}}$ – термодинамическая сила, действующая на систему, когда p_{ik} отличается от равновесного (F – свободная энергия среды с микросдвигами); σ_{ik}, e_{ik}^p – тензоры напряжений и скоростей пластических деформаций; L_i – кинетические коэффициенты, зависящие от p_{ik} . Определяющие уравнения материала (1) включают соотношения релаксационного типа для тензора напряжений и уравнения движения для параметра p_{ik} . В этих уравнениях учтены "перекрестные" эффекты: влияние микросдвигов на релаксационные процессы и пластичности на кинетику роста p_{ik} . В дальнейшем рассматривается случай, когда пластическая деформация подчиняется условию $e_{ii}^p = 0$ (пластическая несжимаемость материала), а среднее напряжение $\sigma = \frac{1}{3}\sigma_{ii}$ определяется через упругие составляющие тензора деформаций.

В рамках данной теории были определены характерные реакции материалов на образование дефектов и было сделано предположение, что эффекты неустойчивости пластического сдвига обусловлены ориентационно-кинетическими переходами в ансамблях микросдвигов.

Резкий переход к более упорядоченной дефектной структуре часто приводит к аномалиям деформационных свойств, которые могут проявиться, в частности, при высокоскоростном соударении ударника с преградой (выбивание пробки) [22,23].

Развитый подход был применен при численном моделировании механизмов неустойчивости, сопровождающихся выбиванием пробки. Для исключения влияния вторичных факторов процесс выбивания пробки рассматривался в упрощенной постановке и предполагалось, что кинетическая энергия ударника расходуется на ускорение пробки, диаметр которой принимается равным диаметру ударника, и на преодоление сил сопротивления сдвигу в узкой области по образующей пробки. Уравнение баланса энергии в этом случае может быть представлено в виде

$$nv_0^2/2 = (m + \rho \pi R_p^2 h) v^2/2 + 2\pi R_p \int_0^h \tau u dz,$$
(2)

ł

где m – масса ударника, ρ – плотность материала, R_p – радиус ударника и пробки, h – толщина пластины, v_0 – начальная скорость соударения, v – текущая скорость пробки и ударника, τ – напряжение сдвига, u – перемещение пробки как единого целого.

Так как ширина области сдвига точно неизвестна, для оценки скорости деформации сдвига в цилиндрической области по периметру ударника $\dot{\gamma}$ использовалось соотношение

$$\dot{\gamma} = 0.5 v / R_p \,. \tag{3}$$

Уравнения (2),(3) были решены численно совместно с уравнениями, описывающими поведение релаксирующей среды микросдвигами,

$$\frac{\partial \tau}{\partial t} = 2\mu(\dot{\gamma} - \dot{\gamma}^p), \ \tau = l_1 \dot{\gamma}^p - l_2 \frac{\partial p}{\partial t}, \ \Pi = l_2 \dot{\gamma}^p - l_3 \frac{\partial p}{\partial t}, \tag{4}$$

где $\dot{\gamma}^p$ – скорость пластической деформации (предполагается аддитивность тензоров упругой и пластической деформации), p – компонента тензора плотности микросдвигов, ρ – плотность материала, которая предполагается постоянной, μ – модуль сдвига.

Функция П аппроксимировалась выражением [21]

$$\Pi = -A_1 \tau \exp(-p_a / p) + B_1 (p - p_b),$$
(5)

где A_1, B_1, p_a, p_b – параметры аппроксимации.

Начальные условия принимались в виде:

$$\tau(0) = 0, \, \dot{\gamma}^{p}(0) = 0, \, p(0) = 0. \tag{6}$$

В опытах по пробиванию преград обычно определяют зависимость скорости, с которой вылетает пробка v_{gbix} , от скорости соударения v_{gx} и баллистическую скорость v_{δ} – минимальная скорость пробивания преграды. Путем численного моделирования получены следующие зависимости. Начиная с некоторых скоростей соударения, устанавливается строгая линейная зависимость v_{gbix} от v_{gx} , что совпадает с многочисленными опытами по пробиванию, в частности, с результатами экспериментов, описанными в [24]. При численном определении баллистической скорости v_{δ} также, начиная с некоторых скоростей, соударения устанавливается линейная зависимость v_{δ} от толщины преграды, что совпадает с результатами экспериментов приведенными, в частности, в работе [25].

По мнению авторов [24] и [26], при выбивании "пробки" стабилизация зависимости силы сопротивления ударника от входной скорости (выражающаяся в выходе на асимптоты кривых пробивания) означает существования предельного значения скорости деформирования $\dot{\gamma}$, после которого деформационные свойства материала становятся малочувствительными к дальнейшему росту $\dot{\gamma}$.

В рамках предлагаемой модели эти явления имеют следующее объяснение. В процессе высокоскоростного деформирования в материале происходит структурнокинетический переход по параметру плотности микросдвигов, связанный не только с их количественным накоплением, но и с резким изменением их ориентационной составляющей (ориентационный переход), что приводит к резкому скачкообразному изменению эффективных характеристик среды, в частности, к резкому падению эффективной вязкости, и, как следствие, к резкому росту скоростей пластических деформаций и релаксации напряжений. В результате сопротивление среды сдвигу падает на 2-3 порядка, выходит на некоторую асимптотическую зависимость и в дальнейшем не меняется. Эффективную вязкость среды можно представить в виде:

$$\sigma'_{ik} = \eta_{\vartheta\phi} e^p_{ik}$$
,

где $\eta_{3\phi} = l_1 - l_2 \dot{p}_{ik} / e_{ik}^p$. Откуда ясно, что эффективный коэффициент вязкости при заданной скорости деформации определяется кинетикой роста параметра плотности микросдвигов.

Наибольшая скорость роста p_{ik} достигается при резком изменении ориентационной моды микросдвигов (ориентационный переход). Ориентационной является сама природа рассматриваемого деформационного эффекта, обусловленная резкими согласованными поворотами элементов кристаллической структуры в локальных областях [18]. В результате изменяются эффективные макроскопические свойства материала, что представляет собой резкое уменьшение эффективной вязкости в процессе деформирования. Причем, чем больше глубина проникания в область метастабильности (с повышением скорости деформаций), тем более высокие значения \dot{p}_{ik} достигаются в процессе кинетического перехода. При достижении предельно возможной глубины проникания в область метастабильности значения \dot{p}_{ik} максимальны и практически не изменяются при увеличении скорости соударения. Этим и объясняется существование асимптотик вязкости при высоких скоростях деформирования, что экспериментально обнаружено в [27,28]. Другими словами, скорость генерации микросдвигов в условиях ориентационного перехода определяет деформационную динамику $\dot{p}_{ik} \sim \dot{e}_{ik}^{i}$.

Резкий переход к ориентационно - упорядоченному состоянию в ансамбле микросдвигов ведет к появлению областей локализованной сдвиговой неустойчивости (полос адиабатического сдвига). Сопротивление сдвигу в этих областях резко падает, и процесс пробивания определяется прежде всего инерционными характеристиками: плотностями и геометрическими размерами ударника и преграды. Исходя из этого можно объяснить слабую зависимость скорости пробивания от материала преграды [25,29] при достижении определенных скоростей соударения.

Установленные автомодельные закономерности позволяют объяснить независимость вязкости конденсированных сред при скоростях деформации $\dot{\varepsilon} \sim 10^4 - 10^6 - c^{-1}$, которая была установлена в [30] при измерении затухания возмущений на фронте ударных волн. Удивительный результат этих экспериментов заключается в значениях вязкости, имеющих практически постоянное значение $\eta \approx 10^4 nyas$, для всех изученных конденсированных сред (алюминий, свинец, вода, ртуть). Универсальность реакций коденсированных сред при указанных скоростях деформирования также может быть объяснена адиабатическим подчинением скорости деформации деформационной кинетике, обусловленной коллективными эффектами ансамблей микросдвигов в условиях ориентационного перехода.

С точки зрения данного подхода автомодельными закономерностями ориентационного кинетического перехода в системе микросдвигов обусловлена универсальная зависимость скорости деформации от напряжений, имеющая четвертую степень по амплитуде напряжений, установленная в [31,32] для пластического фронта ударных волн.

В рамках рассматриваемой модели было проведено численное моделирование распространения полос неустойчивости пластического сдвига как специфических волн пластической деформации. В разложении для П был сохранен член, описывающий возможную пространственную неоднородность распределения тензора плотности микросдвигов:

$$\Pi = -A(p)\tau \exp(-p_a/p) + B_1(p-p_b) - D_1 \frac{\partial^2 p}{\partial z^2},$$
(7)

где D_1 – параметр нелокальности .

В данной постановке параметр аппроксимации А рассматривается как функция от р:

 $A = A_1 \left(\frac{p}{p_*}\right)^4$, где p_* – некоторая константа. Данная функция учитывает качественное изменение реакции твердого тела на образование микросдвигов в зависимости от де-

изменение реакции твердого тела на образование микросдвигов в зависимости от дефектности структуры. Начальные и граничные условия имеют вид:

$$\tau(z,0) = 0, \dot{\gamma}^{p}(z,0) = 0, p(z,0) = 0,$$

$$\nabla p(0,t) = 0, \nabla p(h,t) = 0.$$
(8)

В результате численного моделирования системы (2) - (4), (7), (8) получено, что ориентационно - кинетический переход по параметру плотности микросдвигов распространяется от сечения к сечению по толщине пластины с некоторой скоростью и сопровождается скачкообразным увеличением скорости пластических деформаций, быстрой релаксацией напряжений, резким падением сопротивления сдвигу.

Распространение неустойчивости пластического сдвига вглубь по толщине пластины можно рассматривать как своеобразную пластическую волну, имеющую некоторые свойства уединенной волны и не меняющую конфигурацию фронта. В частности, наблюдается сильная зависимость скорости пластической волны от амплитуды.





226



Рис.2.

На рис.1,2 представлены результаты численного моделирования при скоростях соударения 500м/с и 1000м/с; а) плотность микросдвигов р; б) скорость сдвиговой пластической деформации $\dot{\gamma}^{p}$; в) сдвиговое напряжение τ ; $\Delta t = 1$ мкс – характерное время, h – толщина пластины, G – модуль сдвига.

Таким образом, волны пластической неустойчивости обладают некоторыми признаками уединенных волн. Существенная нелинейность уравнений отражает коллективные эффекты, происходящие в ансамбле микросдвигов в условиях кинетического перехода.

Исследования проводились при частичной поддержке грантов РФФИ 02-01-00736 и 04-01-96042, проектов МНТЦ № 1181 и №2146.

Список литературы

- 1. Роджерс Х.К., Шастри Н.В. Структурные изменения в сталях при адиабатическом сдвиге // Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов.- М.: Металлургия, 1984.-С.301-309.
- 2. Бекренев А.Н. Взрывная деформация металлов.- М., 1987.-90 с.- Деп. в ВИНИТИ 13.Х.87, N7663.
- 3. Эпштейн Г.Н. Строение металлов, деформированных взрывом. -М.: Металлургия, 1988. 280 с.
- Рыбин В.В., Золотаревский Н.Ю., Жуковский И.М. Эволюция структуры и внутренние напряжения на стадии развитой пластической деформации кристаллических твердых тел // Физика металлов и металловедения.- 1990.- N1.- C.5-26.

- 5. Рубцов А.С., Рыбин В.В. Структурные особенности пластической деформации на стадии локализации течения // Физика металлов и мелловедение. 1977. Т.44, вып.3. С.611-622.
- 6. Бетехтин В.И., Савельев В.Н., Петров А.И. Кинетика накопления микроскопических разрывов сплошности в процессе испытания алюминия на долговечность и ползучесть. // Физика металлов и металловедение. 1974. Т.38, вып.4.- С.834-842.
- 7. Бетехтин В.И., Владимиров В.И. Кинетика микро разрушения кристаллических тел // Проблемы прочности и пластичности твердых тел.- Л.: Наука, 1979.- С.142-154.
- 8. Бетехтин В.И., Владимиров В.И., Кадомцев А.Г., Петров А.И. Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел // Проблемы прочности. 1979.-N7.-C.38-45; N8.- C.51-57; N9.-C.3-9.
- 9. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
- 10. Финкель В.М. Физика разрушения.- М.: Металлургия, 1970.-376 с.
- 11. Тамуж В.П., Куксенко В.С. Микромеханика разрушения полимерных материалов. Рига: Зинатне, 1978. 294 с.
- 12. Макклинток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов. М.: Мир, 1970. 454 с.
- 13. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974. 560 с.
- 14. Зукас Дж.А. Проникание и пробивание твердых тел // Динамика удара. М.: Мир. С.110-172.
- 15. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск: Наука, 1985.- 229с.
- 16. Панин В.Е. Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, 1990. 225с.
- 17. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов в 2-х т./ Под ред. В.Е.Панина. Новосибирск: Наука, 1995. 297с. и 320с.
- 18. Meyer L.W., Staskewitsch E., Burblies A. Adiabatic shear failure under biaxial dynamic compression/ shear loading// Mechanics of Materials.- 1994.- 17.-P.175-193.
- 19. Наймарк О.Б. О термодинамике деформации и разрушение твердого тела с микротрещинами. Институт механики сплошных сред, АН СССР, Свердловск., 1982.- С.3-34.
- 20. Naimark, O.B. Kinetic transition in ensembles of microcracks and some nonlinear aspects of fracture. In: Proceedings IUTAM Symposium on nonlinear analysis of fracture. Kluver, The Netherlands, 1996.
- Беляев В.В., Наймарк О.Б. Кинетические переходы в средах с микротрещинами и разрушение металлов в волнах напряжений //Журнал прикладной механики и технической физики.-1987.-N1.-C.163-171.
- 22. Наймарк О.Б., М.А. Соковиков О механизме адиабатического сдвига и высокоскоростное нагружение материалов. Математическое моделирование систем и процессов. 1995.-N3 С.71-76.
- 23. Jonas G.H. and Zukas J.A. Mechanics of penetration: analysis and experiments// Int. J. Eng. Sci. 1978. N11. P.879-900.
- 24. Музыченко В.П., Постнов В.И. О возможности прогнозирования сопротивляемости металлических сплавов пробивающему воздействию //Журнал прикладной механики и технической физики. -1984.-N5.-C.123-125.
- 25. Милейко С.Т., Кондаков С.Ф., Голофаст Е.Г. Об одном случае пробивания// Проблемы прочности 1979.-N12.- С.69-71.
- 26. Милейко В.П., Саркисян О.А. Феноменологическая модель пробивания// Журнал прикладной механики и технической физики. -1981.-N5.-C.140-142.
- 27. Hauser F.E. Techniques for Measuring Stress-Strain Relations at High Rates//Exp.Mech. -1966.-V.6, N8. - P.395-402.
- Степанов Г.В. Коэффициент вязкости металлических материалов при высокоскоростном деформировании в упругопластических волнах нагрузки//Детонация. Критические явления. Физико-химические превращения в ударных волнах.- Черноголовка: ОИХФ АН СССР, 1978.- С.106-111.
- 29. Кондаков С.Ф., Саркисян О.А. //Проблемы прочности.- 1980.-N9.

- Сахаров А.Д., Зайдель Р.М., Минеев В.Н., Олейник А.Г.// ДАН СССР.-1965 -V.9.- N12.; Минеев В.Н., Савинов Е.Н.// ЖЭТФ - 1965 -V.9.-N12; Минеев В.Н., Зайдель Р.М.// ЖЭТФ -1968 -V27 -N3.
- Swegle and D.E.Grady, in Shock Waves in Condensed Matter 1985, eds. Y.M.Gupta, Plenum, New York, 1986, p.353.
- 32. J.W.Swegle and D.E.Grady, J.Appl.Phys., 1985, 58, 692.

ПРОЧНОСТНЫЕ И РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПРИПОЕВ ПОИн48-СВИНЕЦ-ПОИн48

Ильинский А. И., Протасенко Т. А., Терлецкий А. С.

Национально-технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина, <u>zekenskaya@kpi.kharkov.ua</u>

Исследованы слоистые композиционные припои, состоящие из свинцовой ленты, плакированной с обеих сторон ПОИн48. Толщина плакированных слоев варьировалась в пределах от 10 до 24 мкм при неизменной общей толщине композита 200 мкм. Режим пайки моделировали отжигом при температурах 70 и 155 °C в среде водорода. Исследование механических свойств композитов с целью оценки прочности паяного соединения в диапазоне температур от – 60 до 100 °C показало наличие твердорастворного упрочнения свинцом легкоплавкого ПОИн48, которое возрастает с понижением температуры испытания.

Изучена применяемость соотношения аддитивности для прогнозирования прочностных и релаксационных свойств композитов по данным для составляющих фольг в исходном свободном состоянии.

Показано, что наклон линейных концентрационных зависимостей прочности превышает расчетные значения, что можно объяснить отмеченным выше легированием легкоплавкого припоя. Сравнительные оценки свойств свидетельствуют в пользу того, что в результате твердорастворного упрочнения, например, временное сопротивление ПОИн48 повышается в три раза при максимальной величине плакирующего слоя. Однако относительная глубина релаксации композита нечувствительна к упрочнению при легировании и удовлетворительно подчиняется соотношению аддитивности для этого параметра по данным для исходных фольг.

Предложены параметры уравнения, позволяющие прогнозировать кинетику релаксации напряжений в паяном композиционном припоем соединении при различных значениях начального напряжения релаксации.

УДК 685.34.025.223:685.34.072

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ФОРМОВАНИЯ ВЕРХА ОБУВИ НА ПРОЧНОСТЬ НИТОЧНЫХ ШВОВ

Комлева Н. В.

Учреждение образования «Витебский государственный технологический университет», Витебск, Беларусь

Качество изделий и его внешний вид зависят от технологических процессов производства обуви и, в частности, сборки заготовки [1,2]. В процессе производства заготовка верха обуви подвергается влажно-тепловым и механическим воздействиям. Особенно они существенны в процессе формования верха обуви [3]. Для того чтобы качественно отформовать верх, необходимо кожаные детали верха обуви увлажнять, деформировать при затяжке и подвергать тепловым воздействиям во время сушки. Исследования совместного влияния перечисленных выше процессов на прочность ниточного шва ранее не проводились.

В настоящей работе в лабораторных условиях имитировали технологические процессы сборки обуви: увлажнение, формование и сушку. Для исследования были выбраны натуральные кожи хромового метода дубления по ГОСТ 939-94. В процессе эксперимента подготавливали образцы, соединенные двумя параллельными строчками капроновыми нитками № 50 со следующими технологическими параметрами: расстояние первой строчки от края – 1,5 мм; расстояние между строчками при двухрядном шве – 2 мм; припуск под настрочной шов – 8 мм; длина стежка – 2,5 мм. Данный вид шва используется при соединении наиболее нагруженных при формовании деталей верха.

Размеры образцов 80х40. Первоначально исследовали влияние величины растяжения при формовании верха обуви на прочность ниточного шва. Подготовленные образцы увлажняли до 25% методом сорбции влаги из воздуха. Затем деформировали на специальном приспособлении на 5, 10, 15, 20, 25, 30 и 35 мм. После 10-ти минутной выдержки образцов в деформированном состоянии (что, примерно, соответствует времени прохождения обуви по обтяжно-затяжному участку цеха) приспособление с образцами помещали в сушилку на 20 минут. Температура воздуха в сушилке 100 ⁰C. После сушки приспособление с образцами выдерживали в нормальных условиях 30 минут (что, примерно, соответствует времени от операции «сушка обуви» до «снятия обуви с колодки»), а затем их освобождали из зажимов. Определение прочности ниточных швов проводили через сутки. Для сопоставления результатов проводили испытания образцов, не подвергнутых гигротермическим и механическим воздействиям. Более подробно методика эксперимента изложена в работе [3].

В результате проведенных исследований было установлено, что величина деформации от 5 до 35% практически не влияет на прочность ниточного шва данного вида (рис.1).

Некоторое увеличение прочности ниточного шва, видимо, связано с упрочнением кожи при небольших величинах ее деформации и выдержки в деформированном состоянии. Этот факт был отмечен в работе [3].

Таким образом, можно сделать заключение, что в указанной области деформирования, для двухрядного ниточного шва, состроченного нитками 50К, практически отсутствует вероятность его разрушения при формовании верха обуви.



Рис.1. Зависимость прочности шва от деформации.

Однако в данном эксперименте не были исследованы два других фактора, а именно, влияние влажности и температуры воздуха в сушилке. В дальнейшем было исследовано влияние основных технологических процессов: увлажнения, формования и сушки на прочность ниточных швов, характеризующих в нашем случае качественную характеристику обуви.

Перечисленные выше процессы являются функцией ряда факторов. На основании априорного ранжирования выбирались только основные управляемые факторы, а остальные были застабилизированы. Таким образом, при планировании эксперимента были оставлены следующие факторы: ω – влажность кожи, ε - удлинение образца при формовании, t – температура воздуха в сушилке. Уровни и интервалы варьирования факторов представлены в табл. 1.

| Таблица 1 | . Уровни | и интервалы | варьирования | факторов |
|-----------|----------|-------------|--------------|----------|
|-----------|----------|-------------|--------------|----------|

| Фактор | Символ | Урові | ни варьиро | Интервал | |
|---------------------------|--------|-------|------------|----------|--------------|
| | | - | 0 | + | варьирования |
| Влажность кожи ω, % | X_1 | 20 | 25 | 30 | 5 |
| Удлинение материала є, % | X_2 | 5 | 15 | 25 | 10 |
| Температура воздуха в су- | | | | | |
| шилке t, ⁰ С | X_3 | 80 | 100 | 120 | 20 |

Для определения необходимого количества образцов в процессе испытания был проведен предварительный эксперимент, по которому определяли точность измерения, $\sigma = 5,91$ – среднеквадратическое отклонение, $\alpha = 5\%$ - ошибку опыта. При этих значениях и доверительной вероятности р = 0,95 необходимо 9 образцов. В опыте бралось 10 образцов. Результаты эксперимента представлены в табл. 2.

Все полученные значения выше нормируемых по ГОСТ 21463-87 «Обувь. Нормы прочности». Согласно этому нормативному документу, прочность ниточного шва при двухрядной строчки для кожевенных материалов должна быть не менее 115 Н/см. Значения, представленные в табл. 2, существенно превосходят нормируемые. После проведения полного факторного эксперимента пришли к уравнению вида:

$$Y = 272.5 + 16.5 X_1 + 7.8 X_2 + 12.3 X_1 X_2 - 9.3 X_2 X_3.$$

Полученное уравнение связывает прочность ниточного шва (Y) с влажностью кожи X₁, удлинением материала X₂ и температуры воздуха в сушилке X₃. Оно позволяет оценить вклад каждого из факторов и их эффекты взаимодействия.

Анализируя данное уравнение, можно сказать, что наиболее значимый фактор – X_1 и наименее значимый – X_2 . Таким образом, прочность ниточного шва возрастает с увеличением влажности кожи и величиной ее деформации при формовании. Однако, это влияние несущественно. Анализируя эффект взаимодействия факторов X_1 и X_2 , можно отметить, что максимальное значение прочность принимает на границах интер-

валов варьирования факторов, то есть при влажности 20 и 30% и деформации 5 и 25%. Полученные значения свидетельствуют о том, что при малой влажности и малой деформации повышенная прочность, скорее всего, связана с тем, что кожа существенно не растягивается при деформации. При повышенной влажности влага способствовала быстрой перестройки структурных элементов кожи, и время нагружения образца увеличивалось. Произошло упрочнение, что и привело к повышению прочности ниточного шва.

| | Расчетная матрица | | | | | | | | | | Значение | |
|------|-----------------------------|----------------|-------|-------|----------|----------|----------|-------------|----------------|----|----------|----------|
| ra | | | | | | | | | Рабочая матри- | | | критерия |
| ILBL | Факторы и их взаимодействия | | | | | | | | ца | | | оптими- |
| 0 | | - | | | | | | | | | | зации |
| ž | X_0 | \mathbf{X}_1 | X_2 | X_3 | X_1X_2 | X_1X_3 | X_2X_3 | $X_1X_2X_3$ | ω, | ε, | t, % | Р, Н/см |
| | | | | | | | | | % | % | | |
| 1 | + | - | - | - | + | + | + | - | 20 | 5 | 80 | 247 |
| 2 | + | + | - | - | - | - | + | + | 30 | 5 | 80 | 256 |
| 3 | + | - | + | - | - | + | - | + | 20 | 25 | 80 | 250 |
| 4 | + | + | + | - | + | - | - | - | 30 | 25 | 80 | 321 |
| 5 | + | - | - | + | + | - | - | + | 20 | 5 | 120 | 274 |
| 6 | + | + | - | + | - | + | - | - | 30 | 5 | 120 | 282 |
| 7 | + | - | + | + | - | - | + | - | 20 | 25 | 120 | 253 |
| 8 | + | + | + | + | + | + | + | + | 30 | 25 | 120 | 297 |

Таблица 2. Планирование эксперимента

Трудно объяснимым получился эффект взаимодействия X₂ и X₃, который свидетельствует о том, что прочность ниточного шва повышается, если мы деформируем материал на малую величину при небольших температурах сушки, или деформируем на большую величину, а сушку проводим при высоких температурах.

Таким образом, установлена зависимость, связывающая параметры основных технологических факторов: влажности, удлинения и температуры сушки с величиной прочности ниточных швов. Получено, что в исследуемых диапазонах изменения факторов они не оказывают существенного влияния на прочность ниточных швов. Безусловно, результаты данной работы нельзя относить на другие виды материалов: искусственные кожи, ткани, трикотаж и т.д., а также необходимо учитывать, что можно получить другие результаты, изменяя режимы увлажнения, формования и сушки. Также необходимо учитывать, что на прочность ниточного шва будут влиять и другие факторы: технологические процессы сборки заготовки верха обуви, вид иглы и т.д. Необходимо также отметить, что в данном случае исследовали прочность ниточного шва после производства обуви, а не в процессе ее носки. Тогда, как известно, что разрушение ниточного шва происходит именно в процессе носки обуви, и из этого следует, что необходимо разрабатывать методы и средства для исследования свойств ниточных швов в динамике.

Список литературы

- Разработка технологических параметров сборки заготовок нитками повышенных толщин / А.Н.Буркин, М.П.Чумакова и др. // Кожевенно-обувная промышленность. – 1986. - №6. – с.29-30.
- 2. Буркин А.Н., Чумакова М.П., Потапова К.Ф., Круглякова Л.П. Новое в конструировании и технологии изготовления обуви типа мокасин. Обзорная информация. М.: ЦНИИТЭИлег-пром, 1988. 40 с.
- 3. Буркин А.Н., Калита А.Н., Клобуков С.И. Рациональные режимы формования верха обуви. Экспресс-информация. М.: ЦНИИТЭИлегпром, 1978. 25 с.

УДК 685.31.001.4:006.354

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТНЫХ ПАРАМЕТРОВ КРЕПЛЕНИЯ НИЗА ОБУВИ

Матвеев К. С., Буркина Т. И., Солтовец Г. Н., Макеенко Н. Г.

УО «Витебский государственный технологический университет» РУП «Витебский центр стандартизации и метрологии» Витебск, Республика Беларусь

В настоящее время в обувной промышленности клеевой метод крепления подошвы получил наибольшее распространение. Связано это, в первую очередь, с преимуществами, которые проявляются в возможности механизации и автоматизации процесса, обеспечением герметичности клеевого шва, минимальной трудоемкостью, высокой производительностью труда, и т. д. Отличительной особенностью клеевых соединений, скрепляющих детали изделий, является их способность к высокоэластичным деформациям с сохранением высокой прочности в течение всего периода эксплуатации изделий. Прочность этих соединений характеризуется способностью противостоять разрушению под воздействием механических сил, влаги, высоких и низких температур, различных атмосферных условий, а в некоторых случаях и агрессивных сред. Применение обуви клеевого метода крепления, позволяет предприятию более оперативно реагировать на тенденции моды и расширять ассортимент выпускаемой продукции.

Перспективность применения клеевого крепления деталей в обуви ставит перед исследователями множество взаимосвязанных задач, к которым относится создание клеевых соединений на основе отечественных материалов, отличающихся высокими эксплуатационными показателями и обладающих повышенной прочностью и долговечностью, совершенствование технологии склеивания, исследование адгезионных свойств и характера разрушения клеевого слоя в различных условиях эксплуатации. Непрерывно проводимые исследования, осуществляемые различными организациями, позволяют пополнять банк данных по указанным свойствам различных материалов. Немаловажное значение при этом имеет оценка прочностных параметров клеевых швов и соединений. Однако, при решении этой задачи, приходится сталкиваться с трудностями, связанными с применением при изготовлении обуви разнородных материалов, отличающихся своими адгезионными свойствами и отсутствием универсального клея, способного соединять любые материалы и обеспечивать надежное крепление деталей в различных условиях эксплуатации.

По различным данным объем выпуска обуви клеевого метода крепления составляет от 70 до 80% от общего объема выпуска обуви. Поэтому вполне понятна актуальность и важность изучения факторов, влияющих на прочность клеевого метода крепления подошв, что объясняется необходимостью разработки практических мер по повышению прочности клеевого крепления подошв. Эти меры имеют для обувных предприятий, использующих для изготовления продукции клеевой метод крепления, первостепенное значение. Дело в том, что отклейка в процессе эксплуатации подошв остается, на сегодняшний день, одним из основных дефектов обуви клеевого метода крепления. А данный дефект, для обувных предприятий, кроме своего абсолютного проявления, имеет несколько неприятных особенностей и основная из них связана со снижением сбыта продукции. Действительно, приобретение продукции, в которой в процессе эксплуатации выявляется тот или иной дефект, приводит к тому, что потребитель начинает негативно относиться не только к данной продукции, но и переносит свое недовольство на продукцию всего предприятия в целом. При этом, высказывая нелестные отзывы, указанный потребитель осуществляет «антирекламу» среди знакомых, потенциальных потребителей данного вида продукции.

Необходимость обеспечения качественных характеристик обуви привели к тому, что в настоящее время существует ряд методов испытания клеевых соединений и определения их прочности. Все они различаются по характеру деформирования и конструкции испытываемых образцов, по способу приложения нагрузки и характеру напряжений, а также по целевому назначению. Но при этом имеют много общего, в частности, большинство из этих методик проводится на специально подготовленных стандартных образцах, с точным соблюдением всех режимов склеивания, выдержки и дальнейшего испытания на отслаивание, т. е. все они отличаются некоторой искусственностью. В данных методах присутствует противоречие с условиями производства обуви, поскольку как бы точно не пытались проводить указанные испытания, полное соблюдение производственных условий выполнить нереально. Всегда существует неограниченное количество непрерывно изменяющихся факторов, которые могут негативно влиять на прочностные параметры клеевых соединений. Температура и влажность окружающей среды, которые невозможно в производственных условиях поддерживать на постоянном уровне, точное дозирование компонентов и жизнеспособность клеевых композиций, полное соблюдение технологического процесса, человеческий фактор, оказывающий иногда решающее значение, - вот далеко не полный перечень всех параметров, от которых зависят прочностные показатели клеевого соединения и готовой продукции.

Поэтому процессу приклеивания подошв уделяется достаточно большое внимание на всех с ним связанных этапах производственного цикла, начиная от рабочего на операции взъерошивания подошв и заканчивая контролирующими службами предприятия. Естественно при этом желание всех контролирующих иметь практическое подтверждение тому, что прочность клеевого соединения соответствует нормативной. Однако, подобное желание трудно совместимо с разработанными в настоящее время методиками определения прочностных параметров, к основным из которых относится ГОСТ 9292-82. «Обувь. Метод определения прочности крепления подошв в обуви химических методов крепления»[1].

Согласно этому методу, при определении прочности крепления низа клеевой обуви испытание проводится непосредственно на обуви. Для проведения испытаний используют специальное рекомендуемое стандартом приспособление, которое устанавливается на обычной разрывной машине. Метод испытаний относится к методам, проводимым в условиях полного разбора узла обуви, и приводит, соответственно, к его полному разрушению. Иначе говоря, после получения положительного результата (имеется в виду то, что прочность клеевого соединения соответствует нормам), исследователь имеет на руках заключение о том, что испытуемый образец до проведения испытаний был пригоден для использования. Поскольку отбор образцов осуществляется выборочно из проверяемой партии, то подобное заключение позволяет сделать вывод о том, что с известной долей вероятности, остальные узлы обуви, также соответствуют требованиям нормативов, а именно ГОСТ 21463-87 «Обувь. Нормы прочности» [2], который устанавливает требуемую прочность крепления подошвы на 1 см ширины затяжной кромки в пределах от 36 до 109 Н/См в зависимости от толщины и материала подошвы. Естественно, что применение данного метода для проведения полного контроля вообще абсурдно и применяться не может.

В тоже время, как показывает практика наиболее часто проявление дефектности обуви, связанное с отклеем подошвы, проявляется в носочной части, что обусловило разработку и применение соответствующего стандарта ГОСТ 10241-62 «Обувь. Метод

определения прочности крепления подошв в носочной части обуви клеевой и горячей вулканизации» [3]. Проведение испытаний в соответствии с указанным стандартом, осуществляется так же на разрывной машине с использованием соответствующего приспособления, однако является более щадящим, в том смысле, что не приводит к разрушению узла обуви. После определения прочности крепления, в случае необходимости, подошва вновь может быть приклеена, а обувь использоваться по назначению. Данный метод является более удобным, чем вышеописанный, для проведения контроля в производственных условиях.

Проведение испытаний в соответствии с обеими методиками проводится через 24 часа после приклеивания подошв, что связано с изменением прочности клеевых соединений во времени [4]. В силу технологических особенностей получения клеевых соединений их прочность почти всегда достигает стабильных значений не сразу после склеивания. Это обусловлено рядом причин, таких как удаление в течение определенного времени остатков растворителя из клеевого слоя, структурообразование во времени, возникновение внутренних напряжений и их релаксация. В результате указанных причин прочность клеевых композиций может возрастать, уменьшаться, а при одновременном протекании различных процессов средняя величина ее может оставаться постоянной.

Вышеописанные методы отличаются высокой достоверностью, сопоставимостью получаемых результатов, но в связи с тем, что обувные предприятия зачастую не имею специального испытательного оборудования, в частности, разрывных машин, то указанные методики широко применяются, в основном, в испытательных центрах и лабораториях. При этом технические службы предприятий оказываются практически без каких либо данных о прочностных показателях на протяжении всего времени выпуска продукции, т. е. вполне можно говорить об отсутствии обратной связи между производственниками и контролем.

Между тем практика показывает, что иметь представление о прочностных параметрах клеевого соединения хорошо было бы на всех этапах производства обуви. При этом первый показатель может быть зафиксирован уже через 15 минут после приклеивания подошв и, при его несоответствии определенным значениям, возможно экстренное вмешательство в технологический процесс. Вполне понятно, что ни о какой сопоставимости с результатами, полученными по стандартным методикам, в данном случае говорить нельзя. Тем не менее, наличие подобной информации, может помочь технологу найти и устранить причину появления дефекта. При этом в некоторых случаях негативный результат испытаний может потребовать проведения уже не выборочного контроля, а стопроцентной проверки продукции.

Естественно, что применение вышеописанных методик и использование при этом в качестве испытательного оборудования разрывной машины, оснащенной соответствующими приспособлениями, не может дать необходимых результатов. В данном случае требуется применение несложного прибора или приспособления, позволяющего осуществлять испытания как в соответствии со стандартной методикой, так и в условиях экспресс-контроля качества крепления.

Поэтому, в результате тесного сотрудничества кафедры «Стандартизации» УО «ВГТУ», РУП «Витебский ЦСМ» и обувного предприятия СООО «МАРКО» была проведена работа по разработке подобного прибора, позволяющего осуществлять экспресс-оценку качества крепления подошв в носочной части обуви. Прототипом при разработке послужил прибор для испытания прочности адгезии подошв, выпускаемый фирмой SATRA, испытания на котором осуществляются в соответствии со стандартом STD 185 [5]. Отсутствие подробной информации о принципе работы прибора вынудило осуществить параллельные исследования, которые позволили разработать принципиальную конструкцию прибора для определения прочности крепления низа обуви, а в

235

дальнейшем изготовить его экспериментальный образец и провести испытания. Указанный прибор, принципиальная конструкция которого показана на рис.1, позволяет фиксировать как усилие, необходимое для осуществления отрыва подошвы от низа обуви, так и проводить испытания на достижение определенного вида нагрузки, с контролем разрушения клеевого шва.



Рис. 1. Прибор для определения прочности крепления низа обуви.

Принцип работы прибора заключается в измерении усилия, которое прикладывается к носочной части подошвы и действует в направлении, перпендикулярном склеенной поверхности. Характер действующих при этом нагрузок и условия осуществления отрыва полностью соответствуют методике определения прочности крепления в соответствии с ГОСТ 10241-62, поэтому, при соблюдении остальных требований стандарта, применение прибора позволяет получать абсолютные значения сопоставимые с приводимыми в справочной литературе. Соблюдение данного условия было основным требованием технического задания на разрабатываемый прибор. Действительно, в том случае, если мы не будем иметь возможность сравнивать ранее полученные показатели для различных материалов, то от полученной информации эффект будет малозначительным, поскольку потребует проведения полномасштабных исследований.

Вместе с тем, простая конструкция разработанного прибора, небольшие габаритные размеры и удобство обслуживания, основное применение прибора предполагает в соответствии с разрабатываемой в настоящее время методикой осуществления измерений прочностных параметров на различных этапах производственного процесса. При этом, естественно, необходимо добиваться полной сопоставимости результатов, что возможно только при проведении достаточно объемных испытаний. К наиболее важным из них относятся исследования по изменению прочности клеевого соединения в зависимости от времени осуществления процесса склеивания. При этом наибольший интерес вызывает период от 15 минут и до 3-4 часов. Это соответствует тому периоду времени, когда изготавливаемая продукция находится на конвейере, и полученные данные могут повлиять на такие технологические факторы, как замена клеевой композиции, проведение выборочного или полного контроля, или иные действия, вплоть до остановки потока. Получение информации о прочности клеевого соединения на более поздних сроках, вплоть до 2-5 суток, дает возможность подтвердить соответствие качественных показателей нормативным и, соответственно правильность выбранного решения, что является гарантией качества выпускаемой продукции.

Информации о проведении подобных исследований практически не имеется. В основном, изучение изменения прочности клеевых швов уже готовых изделий осуществлялось на протяжении достаточно больших промежутков времени, а именно, в течение 1-40 суток [6], и они показывают, что прочность клеевого шва интенсивно растет, достигая своего максимального значения в течение времени, определенного для каждой клеевой композиции. Так, например, было установлено, что прочность клеевых соединений кожи хромового дубления на адгезиве СКН-40 достаточно резко возрастает в период до 5 суток и после 10 суток практически стабилизируется. Однако, поскольку с момента проведения указанных испытаний прошло достаточно большое время, за которое достаточно существенно обновился сам состав клеевых композиций, возможности подготовки и обработки поверхностей, то это неизбежно может сказаться если не на общих показателях, то на времени протекания процесса.

Что же касается более кратковременных испытаний, то подобная информация практически отсутствует, поэтому определение общих тенденций кинетики изменения прочности может существенно отразиться на самой разрабатываемой методике проведения испытаний, которая осуществляется в настоящее время в плане совместной работы кафедры «Стандартизация» УО «Витебский государственный технологический университет» и РУП «Витебский центр стандартизации и метрологии». Апробация и испытания прибора в производственных условиях, которые и выявили вышеозначенные проблемы, осуществлялись на предприятии СООО «МАРКО». Описанные исследования и разработка, на данном этапе, проводятся в плане нефинансируемой научной работы.

Список литературы

- 1. ГОСТ 9292-82 «Обувь. Метод определения прочности крепления подошв в обуви химических методов крепления» Введ. 01.07.83. - М.: Издательство стандартов, 1982. – с.10.
- ГОСТ 21463-87 «Обувь. Нормы прочности» Взамен ГОСТ 21463-82: Введ. 01.05.88. М.: Изд-во стандартов, 1987. – с.18.
- ГОСТ 10241-62 «Обувь. Метод определения прочности крепления подошв в носочной части обуви клеевой и горячей вулканизации» Введ. 01.01.63. - М.: Издательство стандартов, 1982. – с.6.
- 4. Раяцкас В.Л. Механическая прочность клеевых соединений кожевенно-обувных материалов. М.: «Легкая индустрия», 1976, с. 190.
- 5. SATRA/TEST EQUTPMENT NORIMANTS. England, 1992. 16 с. Normes: SATRA Am 8. SLF -11 Англия
- Раяцкас В.Л. Исследование теплостойкости клеевых соединений в условиях неизотермического нагрева. – В кн.: Вопросы прочности клеевых соединений. Каунас: изд. КПИ, 1971, с. 34-44.

УДК 620.172: 620.178: 620.179.12

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ РАЗРАБОТКИ МЕТОДИКИ КОСВЕННОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ОБОРУДОВАНИЯ И КОНСТРУКЦИЙ НЕФТЕХИМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Крыленко А. В.

УО «Полоцкий государственный университет»

Оценено текущее состояние металла оборудования и конструкций с позиции деградации механических свойств. Выполнен анализ более 50 объектов нефтехимического комплекса (на базе ОАО «Нафтан»). Установлены особенности структуры и определены механические свойства металла. Построены графические зависимости, показывающие текущее состояние металла (характеристики механических свойств) с позиции его соответствия требуемым значениям. Установлено, что ударная вязкость является наиболее чувствительной характеристикой к деградационным изменениям, происходящим в длительно эксплуатирующемся металле оборудования и конструкций. Показано, что наилучшая наглядность достигается, когда комплекс механических характеристик металла представляется в виде одной точки на графике, характеризующей комплексный показатель характеристик механических свойств металла.

В настоящее время возникают сложности экономического, научного и производственного характера, связанные с необходимостью продления ресурса безопасной эксплуатации действующих потенциально опасных технологических объектов, в первую очередь, нефтехимического комплекса, работающих с взрыво- пожароопасными продуктами, а также с высокотоксичными химическими реагентами. Производственный опыт Беларуси, России и других стран показывает, что металл оборудования химических, нефтехимических, теплоэнергетических производств эксплуатируется длительное время, превышающее прогнозируемый срок службы. В настоящее время большое количество аппаратов и трубопроводов нефтеперерабатывающих заводов отработали свыше 20 лет. Иногда увеличение сроков службы оборудования и конструкций, работающих под воздействием агрессивной среды, высокого давления и термических напряжений, приводит к аварийным разрушениям оборудования, которые не удается предупредить. Одной из причин таких разрушений являются изменения физикомеханического состояния металла, приводящего к снижению работоспособности конструкций, поэтому контроль свойств металла (в первую очередь неразрушающий) имеет важное значение при оценке состояния металла оборудования и конструкций. Таким образом, актуальной задачей является разработка методики оценки остаточного ресурса оборудования, основанной на контроле механических свойств косвенными методами и учитывающей скорость деградации механических свойств металла.

Целью настоящей работы является поиск механической характеристики, наиболее чувствительной к деградационным процессам, происходящим в длительно эксплуатирующемся металле оборудования и конструкций, а также графической зависимости, позволяющей определять динамику деградации комплекса механических свойств металла оборудования и конструкций нефтехимической отрасли.

Выполнены исследования металла оборудования и конструкций нефтехимического комплекса (на базе ОАО «Нафтан») более чем на 50 различных объектах: корпуса колонн, защитные кожуха реакторов, различные элементы внутренних устройств реакторов, технологические трубопроводы, змеевики радиантной и конвекционной камер печей, крепежные детали узлов плавающей головки теплообменников, штоки компрессоров и др. При этом учитывались срок и условия эксплуатации (температура, давление, рабочая среда) исследованных объектов.

Были определены следующие физико-механические свойства материала: а) предел прочности σ_B , предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ_5 (при испытании на растяжение при 20 °C); б) ударная вязкость *КСU* (при испытаниях на ударный изгиб при 20 °C); в) твердость по Роквеллу; г) угол загиба при испытании на изгиб (для основного металла и металла со сварным швом).

Традиционно оценку текущего состояния металла оборудования и конструкций проводят путем определения механических свойств металла и сравнения их с минимальными значениями, регламентированными нормативной документацией. В нормативной документации (в первую очередь, ГОСТах) не предусматривается строго определенных интервалов значений характеристик прочности и пластичности металла. В большинстве случаев требуется, чтобы эти характеристики были не менее некоторого определенного значения (например, $\sigma_B \ge 510$ МПа, $\sigma_{0,2} \ge 372$ МПа, $\delta_5 \ge 20\%$, КСU \ge 0,78 МДж/м²). В связи с этим, на рис. 1 показаны отношения величин σ_B , $\sigma_{0.2}$, δ_5 , КСU, найденных при стандартных испытаниях на растяжение, к их минимально допустимым значениям, предусмотренным нормативной документацией. Для металла, который по данной характеристике удовлетворяет требованиям стандартов, указанное отношение ≥ 1 . Таким образом, точки, лежащие выше номинальной линии (проходящей на уровне ординаты, равной единице), соответствуют годному металлу, а точки, находящиеся ниже указанной линии, характеризуют негодный металл. Индексами «p» и «c» на рис. 1 обозначены значения соответствующей характеристики, полученные экспериментально при растяжении (индекс «р») и предусмотренные нормативной документацией (минимально допустимое значение) (индекс «с»).

При анализе металла, имеющего пониженные значения пределов прочности и текучести материала (рис. 1, a, 1, δ), на всех анализируемых объектах выявлена значительная деградация микроструктуры, что и обусловливает полученные значения. В металле происходит укрупнение зерна, а также коагуляция (зернистость с укрупнением) цементита в перлите с образованием карбидной сетки. При этом также заметно уменьшение микротвердости феррита. Указанные изменения наиболее часто связаны с явлением перегрева металла (например, при эксплуатации печных змеевиков), что и обусловливает резкое снижение прочности и пластичности.

Снижение пластичности и, особенно, ударной вязкости (рис. 1, *в*, 1, *г*), а также значительное повышение прочностных характеристик наблюдается для высоколегированного металла, имеющего укрупнение избыточных первичных и выделение вторичных (карбидных, интерметаллидных и др.) фаз. При этом происходит охрупчивание металла. Это обстоятельство связано со старением металла и его охрупчиванием в процессе эксплуатации при повышенных температурах (касается высоколегированных сталей и их сварных швов).

Как видно из графиков (рис. 1), одна и та же сталь характеризуется четырьмя точками на разных графиках. Так, для экспериментально определенных механических свойств аустенитных нержавеющих сталей (12Х18Н10Т и 08Х18Н10Т) отношения σ_B^p/σ_B^c и $\sigma_{0,2}^p/\sigma_{0,2}^p$ больше единицы. Однако, отношение KCU^p/KCU^c меньше единицы. Отношение δ_5^p/δ_5^c принимает значения как больше, так и меньше единицы. Аналогичный разброс значений наблюдается для сталей 08Х13, 15Х5М и др. Таким образом, на примере нержавеющих аустенитных сталей можно показать, что по пределам прочности и текучести материал может относиться к годному металлу, по ударной вязкости к бракованному, а по относительному удлинению — как к годному, так и к бракованному. То есть материал по различным характеристикам может находиться в различных областях годности на рис. 1.



Рис. 1. Результаты оценки годности исследованных материалов по отношению: а) пределов прочности $\sigma_B^{p}/\sigma_B^{c}(a)$; пределов текучести $\sigma_{0,2}^{p}/\sigma_{0,2}^{p}(\delta)$; относительных удлинений $\delta_5^{p}/\delta_5^{c}(a)$; ударной вязкости КСU^p/КСU^c (*г*). Условные обозначения: ■ — 12X18H10T; ▲ — 08X18H10T; – — 10X17H13M2T; ◆ — 37X12H8Г8МФБ; □ — 15X5M; ○ — Сталь 20; + — 08X13; — 30X13; ◊ — 09Г2C; - — 14Г2; × — СтЗсп; • — СтЗ.

Поэтому исследование годности металла сводится к анализу четырех графиков. Однако при оценке скорости деградации механических свойств по конкретной характеристике с помощью приведенных графиков не учитываются изменения, происходящие с остальными механическими характеристиками. Так, например, снижение ударной вязкости отражает процессы, вызывающие хрупкость металла в различных условиях нагружения. При этом стандартные характеристики при статических испытаниях на растяжение практически не меняются [1]. Если значение одной из характеристик на графике будет приближаться к критической границе, то это не значит, что остаточный ресурс конструкции минимален, т.к. лимитирующей для каждого конкретного случая является своя характеристика.

Из представленных графиков (рис. 1) видно, что при оценке годности металла по пределу прочности 18 % экспериментальных точек располагаются ниже номинальной

линии. При оценке годности металла по пределу текучести 8 % экспериментальных точек располагаются ниже номинальной линии. При оценке годности металла по относительному удлинению 28 % экспериментальных точек располагаются ниже номинальной линии. При оценке годности металла по ударной вязкости 69 % экспериментальных точек располагаются ниже номинальной линии.

В результате анализа графиков видно, что ударная вязкость занимает особое место среди других механических характеристик и является лимитирующей характеристикой, т.к. она наиболее объективно отражает деградационные процессы, происходящие в металле (69 % экспериментальных точек характеризуют негодный металл). Вместе с тем, оценка годности металла по пределу текучести, который является расчетной характеристикой, не выявляет видимой деградации металла, т.к. только 8 % экспериментальных точек характеризует негодный металл.

В связи с этим предлагается использовать ударную вязкость в качестве основной характеристики для разработки графической зависимости, позволяющей определять динамику деградации механических свойств металла оборудования и конструкций нефтехимического комплекса. Этот вывод подтверждается тем, что ударная вязкость позволяет установить склонность материала к хрупкому разрушению, определить условия возникновения хрупкого состояния и оценить поведение материалов в условиях эксплуатации и повышенной скорости деформирования (в особенности, при наличии сложных условий нагружения при эксплуатации) [2, 3].

Таким образом, анализ деградации механических свойств, а тем более, определение скорости деградации механических свойств при помощи данных графиков весьма затруднительны. Деградацию механических свойств при помощи приведенных графиков можно оценить только по отдельной характеристике. Актуальной остается задача поиска графической зависимости, позволяющей определять динамику деградации комплекса механических свойств металла оборудования и конструкций нефтехимической отрасли. Поэтому для исследования старения и деградации механических свойств металла лучше использовать метод графической интерпретации характеристик механических свойств стали, приведенный в работах [4, 5]. Деградационные эффекты учитывались при помощи комплексного показателя механических свойств *B*, включающего основные характеристики металла (предел прочности, относительное удлинение и ударную вязкость) [4]:

$$B = \frac{n \cdot \sigma_{g} \cdot \delta_{5}}{KCU}, \, M^{-1} \tag{1}$$

где $\sigma_{\rm B}$ — предел прочности, МПа; δ_5 — относительное удлинение, отн. ед.; *КСU* — ударная вязкость, МДж/м²; *n* — коэффициент заполнения диаграммы кратковременного растяжения, близкий к 0,9; *B* — параметр взаимосвязи указанных характеристик, м⁻¹.

Экспериментальные точки, характеризующие металл тех же объектов, что и на рис. 1, нанесены на график, представленный на рис. 2.

Ниже рассмотрена возможность применения указанного метода и его чувствительность к структурным изменениям на примере некоторых наиболее характерных сталей для нефтехимического оборудования.

Стали 08X18H10T и 12X18H10T. Экспериментальные точки для аустенитных сталей (08X18H10T и 12X18H10T) располагаются вблизи верхней гиперболы (рис. 2, 3), что свидетельствует о том, что прочность данных сталей имеет наибольшее значение. По сравнению с минимально допустимыми свойствами для аустенитных сталей наблюдается смещение экспериментальных точек в левую верхнюю часть графика (рис. 3). Поэтому наблюдается тенденция изменения механических свойств сталей, и чем выше находятся точки на графике, тем большая вероятность увеличения склонности

стали к хрупкому разрушению. Большинство экспериментальных точек располагается выше верхней гиперболы, что свидетельствует о том, что в данных сталях при эксплуатации происходят деградационные процессы и прочность сталей приближается к своему максимальному значению. Пластичность и ударная вязкость при этом снижаются.



Рис. 2. Результаты оценки деградации механических свойств анализируемого металла при помощи метода графической интерпретации характеристик механических свойств стали. Условные обозначения: см. пояснения к рис. 1



Рис. 3. Результаты оценки деградации механических свойств аустенитных нержавеющих сталей 08Х18Н10Т и 12Х18Н10Т. Условные обозначения: ■ — 12Х18Н10Т (после длительной эксплуатации); ▲ — 08Х18Н10Т (после длительной эксплуатации); □ — 12Х18Н10Т (по ГОСТ 7350); Δ — 08Х18Н10Т (свойства по [6, с. 527])

Аустенитные стали после длительного высокотемпературного старения имеют структуру с включениями избыточных фаз внутри и по границам зерен (рис. 3). Эти включения наиболее часто идентифицируются как $Me_{23}C_6$, σ -фаза и TiC [7]. Частицы карбида TiC расположены внутри аустенитных зерен, $Me_{23}C_6$ и σ -фаза — на границах и по тройным стыкам зерен. Предполагается [7], что дальнейшее эксплуатационное старение данных сталей и перегрев будут сопровождаться коагуляцией и ростом частиц σ -фазы, что может привести к образованию микропор по границам аустенитных зерен в местах расположения σ -фазы. Указанные структурные изменения металла могут способствовать снижению несущей способности конструкции из данных сталей.

Также известны случаи хрупкого разрушения при температурах 500 ... 650 °С узлов из аустенитной стали 12Х18Н10Т, которые подвергались гибке и правке в холодном состоянии. Такие разрушения наблюдались на гибах труб пароперегревателей паровых котлов, на компенсаторах газопроводов и т.д. Считается, что разрушение в данном случае вызвано резким охрупчиванием данной стали в условиях ползучести при температурах 500 °С и выше [7, 8, 9]. Охрупчивание объясняют прохождением диффузионных процессов, приводящих к резкому упрочнению тела зерна вследствие дисперсионного твердения и разрушения границ зерен [8]. Напряжения при деформировании наклепанного металла достаточно высоки, поэтому появление первых межзеренных надрывов создающих местное перенапряжение, вызывает быстрое разрушение. В термически обработанном металле, когда остаточные напряжения полностью сняты, деформационная способность сохраняется на достаточно высоком уровне, и нет условий для возникновения межзеренных надрывов [10]. Нарушение оптимальных параметров термической обработки или ее отсутствие после гибки или вальцовки может привести к преждевременному выходу из строя сварных конструкций [7].

Исследования высокотемпературного охрупчивания стали 12X18H10T [9] показывают, что в процессе длительной эксплуатации по границам аустенитных зерен образуется оксидная пленка, которая служит очагом зарождения трещины. При этом основной причиной, вызывающей разрушение, является усиленная диффузия кислорода с поверхности в глубь металла по границам аустенитных зерен. Возможен следующий механизм охрупчивания данной стали: значительные продольные остаточные напряжения в сварных соединениях и наличие концентраторов напряжений на поверхности металла приводят к интенсификации процессов ползучести и ускоренной диффузии кислорода по границам аустенитных зерен, что способствует образованию оксидов железа, по которым развивается трещина [9]. Таким образом, причиной разрушения сварных соединений стали 12X18H10T при температуре около 500 °C является избирательное окисление границ зерен с последующим возникновением трещин в хрупкой оксидной фазе.

График, приведенный на рис. 3, отражает закономерность деградации механических свойств металла (на примере сталей 08Х18Н10Т и 12Х18Н10Т).

Сталь 15Х5М. По сравнению с минимально допустимыми свойствами для стали 15Х5М (по ГОСТ 550) большинство экспериментальных точек сместилось в правую часть графика (см. рис. 2, 4). Следовательно, прочность стали уменьшилась, а пластичность и ударная вязкость увеличились по сравнению с минимально допустимыми требованиями. Поэтому наблюдается тенденция изменения механических свойств стали, и появилась вероятность перехода стали в область особо низкой прочности (разупрочнение стали, состояние ползучести). Для некоторых экспериментальных точек ударная вязкость стали 15Х5М при длительной эксплуатации изменилась незначительно (рис. 1г и 4). Точки расположены вблизи требуемых свойств по ГОСТ 550 на рис. 4.



Рис. 4. Результаты оценки деградации механических свойств стали 15Х5М. Условные обозначения: ■ — 15Х5М (после длительной эксплуатации); □ — 15Х5М (минимальные свойства по ГОСТ 550)

Однако опыт эксплуатации печных змеевиков при длительных пребываниях при повышенных температурах показывает, что пластичность и ударная вязкость стали 15Х5М могут заметно снизиться. Имели место случаи, когда после 16 лет эксплуатации относительное удлинение металла труб из стали 15Х5М составило 17,3...18,2 %, ударная вязкость 0,94...1,09 МДж/м² (против, соответственно, норм 22 % и 1,18 МДж/м²), а после 27 лет эксплуатации, хотя такого существенного изменения свойств и не выявлено, все же в металле наблюдались заметные структурные изменения. Но при этом следует отметить, что температура рабочих сред в обоих случаях была сравнительно невысока (примерно 200 и 350 °C). Заметные изменения структуры наблюдались в металле при эксплуатации в течение 27 лет при температурах рабочей среды до 400 °C. Таким образом, длительные сроки эксплуатации металла 15Х5М (более 10 лет) приводят к снижению пластичности и ударной вязкости, т.е. сталь 15Х5М склонна к тепловой хрупкости [11].

Таким образом, выявленные изменения свойств анализируемого основного металла, металла сварного шва и зоны термического влияния в результате эксплуатации и старения обусловлены структурными изменениями.

Установлено, что в деградационных процессах, происходящих в металле, имеют место изменения структурных состояний, старение, образование и развитие механических повреждений в поверхностных слоях и в объеме металла, а также физикохимические повреждения (различные виды коррозии).

Установлено, что анализ деградации механических свойств, а тем более определение скорости деградации механических свойств при помощи графиков, приведенных на рис. 1, весьма затруднительны. Установлена высокая чувствительность ударной вязкости к деградации металла, что открывает перспективы для дальнейшей разработки графического способа определения деградации механических свойств металла, основанного на ударной вязкости. Приведенный краткий анализ свойств некоторых сталей после длительной эксплуатации свидетельствует о хорошей селективности при распределении экспериментальных точек в плоскости графика (рис. 2), что позволяет проводить комплексные исследования деградации механических свойств металла оборудования и свидетельствует о возможности фиксирования изменений в структуре стали в процессе длительной эксплуатации при помощи данного графика.

Таким образом, установленная закономерность в расположении экспериментальных точек на графике взаимосвязи характеристик механических свойств (рис. 2) при деградации механических свойств и старении металла свидетельствует о возможности применения указанного графика для определения скорости деградации механических свойств и разработки методики для определения остаточного ресурса металла оборудования. Разработка методики оценки остаточного ресурса оборудования, учитывающей скорость деградации механических свойств металла, а также развитие диагностического обслуживания данного оборудования и конструкций позволит повысить надежность и безопасность работы объектов повышенной опасности.

Список литературы

- 1. Рекомендации по учету старения трубных сталей при проектировании и эксплуатации магистральных нефтепроводов. — Уфа. — 1988. — 29 с.
- 2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1978. 648 с.
- 3. Материаловедение./Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1986. 384 с.
- 4. Щербак Г.К. Взаимосвязь характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости конструкционных сталей // Заводская лаборатория. — 1992. — № 10 (Т. 58). — С. 45–46.
- 5. Снарский А.С., Крыленко А.В. Методы определения механических свойств металла оборудования и конструкций / Вестник Полоцкого государственного университета. — 2002. — № 2. Том 1. — С. 57 — 62.
- 6. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; Под общ. ред. В.Г. Сорокина. М.: Машиностроение, 1989. 640 с.
- 7. Станюкович А.В. Хрупкость и пластичность жаропрочных материалов. М.: Металлургия, 1967. — 200 с.
- 8. Ползучесть и разрушение сплавов / Под ред. М.А. Кришталла, И.Л. Миркина. М.: Металлургия, 1966. 190 с.
- 9. Ющенко К.А., Савченко В.С. и др. К вопросу охрупчивания сварных соединений стали 12Х18Н10Т // Проблемы прочности. 1987. № 5. С. 59 63.
- 10. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение, 1989. 336 с.
- 11. Дьяков В.Г. и др. Легированные стали для нефтехимического оборудования. М.: Машиностроение, 1971. 183 с.

УДК 539.375

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРАЕКТОРИИ РАЗВИТИЯ РАЗДЕЛЯЮЩЕЙ ТРЕЩИНЫ ПРИ ЛАЗЕРНОМ АСИММЕТРИЧНОМ ТЕРМОРАСКАЛЫВАНИИ МЕТОДОМ КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОГО АНАЛИЗА

Шалупаев С. В., Шершнев Е. Б., Никитюк Ю. В.

УО «Гомельский государственный университет им. Франциска Скорины», г. Гомель, Беларусь. Shalupaev@gsu.unibel.by

Исследованию процессов разделения хрупких неметаллических материалов методом лазерного термораскалывания посвящено большое количество работ, из анализа которых следует, что наиболее эффективным методом является управляемое лазерное термораскалывание, отличительной особенностью которого является подача в зону обработки, после ее нагрева лазерным пучком, охлаждающей воздушно – водяной смеси. Полученные методом управляемого лазерного термораскалывания образцы с прямоугольной геометрией кромок обладают повышенной механической прочностью. Однако, в различных отраслях промышленности существует необходимость получения скругленных кромок, а традиционные способы, заключающиеся в шлифовании кромок с помощью абразивного инструмента, не обладают необходимой производительностью.

Решение данной проблемы возможно за счет применения метода асимметричного лазерного термораскалывания, сущность которого заключается в том, что при нагреве хрупкого неметаллического материала лазерным пучком эллиптического сечения, ориентированным под углом к направлению относительного перемещения, в образце образуется наклонная трещина со скругленными кромками.

Для выявления механизма образования наклонной трещины в настоящей работе был проведен численный эксперимент, с помощью которого осуществлялось моделирование траектории развития наклонной трещины.

При этом был использован метод конечных элементов. Зависимости теплофизических характеристик стекла от температуры были учтены в линейном приближении. Скорость относительного перемещения лазерного луча и стеклянной пластины принималась равной 10·10⁻³ м/с, угол поворота большой оси эллиптического лазерного пучка к направлению относительного перемещения был принят равным 60°.

При проведении численного эксперимента вначале определялось распределение термоупругих полей вблизи вершины трещины. Далее с помощью критерия локального разрушения определялся угол развития трещины. После нахождения угла распространения трещины осуществлялось построение трещины с новой геометрией, с последующим повторным расчетом термоупругих полей и определением угла развития трещины. Рассчитанный в ходе численного моделирования профиль разделяющей трещины хорошо согласуется с экспериментальными данными.

УДК 620.22

ИЗМЕРЕНИЕ СРЕДНЕКВАДРАТИЧНОЙ ВЫСОТЫ МИКРОНЕРОВНОСТЕЙ ПО МЕТОДУ РАССЕЯННОГО СВЕТА С ВОЗМОЖНОСТЬЮ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТАТИСТИЧЕСКОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ ПОВЕРХНОСТИ

Шалупаев С. В., Кондратенко В. И., Морозов В. П.

Учреждение образования «Гомельский государственный университет имени Франциска Скорины», Гомель, Беларусь, vpmorozov@gsu.unibel.by

Поверхности деталей машин, элементы оптических приборов и поверхности подложек для интегральных схем, полученные различными методами, имеют профиль не только разной высоты, но и различной геометрической формы, что оказывает существенное влияние на эксплуатационные свойства поверхности. Контроль шероховатости (чистоты) поверхности производится либо качественно (сравнение с эталоном), либо количественным методом, с помощью специальных приборов, в качестве которых применяются профилометры, профилографы, двойные микроскопы, микроинтерферометры, приборы светового сечения и др. [1]. В силу необходимости достоверного и оперативного контроля качества обработки поверхности в условиях массового производства, необходимости автоматизации процесса измерений, специфики многих технологических процессов (процессы в агрессивных средах, в вакууме) бесспорное преимущество имеют бесконтактные оптические методы контроля шероховатости поверхности.

Известно, что для определении шероховатости сверхгладких полированных поверхностей можно применять способ, основанный на измерении интенсивности излучения, отраженного от поверхности исследуемого образца в зеркальном направлении и в направлении, отличном от зеркального. Оценку среднеквадратического отклонения высот микронеровностей производят по отношению измеренных интенсивностей [2]. Очевидно, что при наличии на контролируемой поверхности анизотропии обработки точность и достоверность оценки шероховатости оказываются низкими, поскольку при наличии анизотропии существенно изменяется интенсивность зеркальной и отличной от зеркальной компонент отраженного излучения. Результаты измерения отношения интенсивностей существенно зависят от ориентации контролируемой поверхности относительно фотоприемников. Различия в диапазонах измерений (достигающия для сверхгладких поверхностей величины более порядка) порождают проблему согласования чувствительности фотоприемников. Поскольку отношение интенсивностей зеркальной и отличной от зеркальной компонент зависит от статистики поверхности, то при неизвестной статистике необходимо производить калибровку устройства.

Известны приборы, основанные на регистрации интенсивности излучения на нулевой пространственной частоте, по величине которой определяют высоту микронеровностей [3]. Однако интенсивность излучения на нулевой пространственной частоте в значительной степени зависит от химического состава, физического состояния поверхности, наличия анизотропии обработки, статистики распределения неоднородностей поверхности, что существенно снижает точность и достоверность определения шероховатости поверхности, особенно, такого её параметра, как среднеквадратичное отклонение профиля.

Такой способ, как регистрация интенсивности отраженного излучения на нулевой пространственной частоте путем измерения интенсивности зеркальной компоненты отраженного излучения, и, одновременно, интегральной интенсивности отраженного излучения на заданной пространственной частоте с помощью световода с фотоприемником и световодного конуса с фотоприемником, можно рассматривать как попытку определения шероховатости поверхности по отношению интегральной интенсивности излучения на заданной пространственной частоте ω при аксиальной (осевой) симметрии спектра пространственных частот к интенсивности излучения на нулевой пространственной частоте. Однако в такой схеме лучи, соответствующие одной и той же пространственной частоте, но приходящие из разных точек контролируемой поверхности, пересекают фокальную плоскость регистрации под различными углами и, следовательно, при использовании интегрирующего конуса аппаратная функция прибора зависит от вида спектра и не может быть учтена при измерениях. При определении средней квадратичной высоты микронеровностей анизотропных поверхностей влияние "мертвых зон" между фотоэлементами на достоверность измерения интегральной интенсивности на заданной пространственной частоте возрастает, и вместо высоты микронеровностей выявляется дефект обработки поверхности. Кроме того, при произвольном статистическом распределении неоднородностей поверхности необходимо проведение калибровки устройства.

Для повышения достоверности и точности определения среднеквадратичной высоты микронеровностей, определения статистического распределения неоднородностей поверхности, возможности определения среднеквадратичной высоты микронеровностей поверхностей с неизвестным характером статистики неоднородностей поверхностей без дополнительной калибровки прибора был разработан следующий метод.

Для определения шероховатости поверхности ее освещают (зондируют) под прямым углом к ней пучком когерентного света, который, после отражения от поверхности, разлагают в спектр пространственных частот. Отраженное поверхностью излучение пропускают через оптическую сфероконическую систему, выступающую в роли аксиального интегратора. Это дает возможность регистрировать интенсивность излучения на оптической оси, а, следовательно, с помощью одного фотоприемника найти интегральную интенсивность излучения на произвольной пространственной частоте. Среднюю квадратичную высоту микронеровностей определяют по отношению интегральной интенсивности отраженного излучения на произвольной пространственной частоте к интенсивности отраженного излучения на нулевой пространственной частоте.

В качестве освещающих пучков когерентного света используют параллельные пучки, нормально падающие на исследуемую поверхность. Регистрацию интенсивности отраженного и разложенного в спектр пространственных частот излучения осуществляют фотоприемником, расположенным на оптической оси. Регистрация произвольной компоненты одним фотоприемником на оси оптической системы обеспечивается тем, что сфероконическая система преобразует распределение мощности светового поля рассеянного под определенным углом к оси системы в соответствующее распределение суммы спектральных компонент по оси системы. В зависимости от положения на оптической оси фотоприемник регистрирует интегральную интенсивность произвольной пространственной частоты (в том числе и нулевую пространственную частоту).

Рассмотрим, какие преобразования осуществляет сфероконическая система с точки зрения волновой оптики. Пусть в плоскости $U'(\xi)$ находится сфероконическая система (рис. 1).



Рис.1.

Фазовое пропускание сфероконической системы имеет вид

$$T(\xi) = \exp\left\{-ik\left(\frac{\xi^2}{2f} + \alpha|\xi|\right)\right\}.$$

Пусть плоскость P(x) расположена перпендикулярно оси системы на расстоянии d_1 от линзы. Поле в плоскости P(x) описывается функцией U(x) и связано с полем $U'(\xi)$ преобразованием Френеля следующим образом:

$$U'(\xi) = \int_{-\infty}^{+\infty} U(x) \exp\left\{\frac{ik}{2d_1}(\xi - x)^2\right\} dx.$$

Пусть плоскость P(y) расположена перпендикулярно оси системы на расстоянии d_2 от линзы. Поле в плоскости P(y) описывается функцией V(y) и связано с полем $U'(\xi)$ преобразованием Френеля следующим образом:

$$V(y) = \int_{-\infty}^{+\infty} U'(\xi)T(\xi) \exp\left\{\frac{ik}{2d_2}(y-\xi)^2\right\} d\xi.$$

Подставляя значения $U'(\xi)$, $T(\xi)$, учитывая свойства определенного интеграла, учтя, что $\int_{-\infty}^{0} U(x)dx = -\int_{0}^{+\infty} U(x)dx$, и сделав замену $\Delta = \frac{1}{d_1} + \frac{1}{d_2} - \frac{1}{f}$, после ряда вычис-

лений получим

$$I = V(y) = \sqrt{\frac{\pi}{2k\Delta}} \exp(i\frac{\pi}{4})$$

$$\left\{ \exp\left[\frac{ik}{2\Delta}\left(\frac{y^2}{d_1d_2} - \frac{y^2}{d_2f} + \frac{2y\alpha}{d_2} - \alpha^2\right)\right] * \int_{-\infty}^{+\infty} U(x) \exp\left[\frac{ik}{\Delta}\left[2x^2\left(\frac{1}{d_1d_2} - \frac{1}{d_1f}\right) - x\left(\frac{y}{d_1d_2} - \frac{\alpha}{d_1}\right)\right]\right] dx + \exp\left[\frac{ik}{2\Delta}\left(\frac{y^2}{d_1d_2}\right)\right] dx + \exp\left[\frac{ik}{2\Delta}\left(\frac{y^2}{d_1d_2} - \frac{y^2}{d_2f} - \frac{2y\alpha}{d_2} - \alpha^2\right)\right] * \int_{-\infty}^{+\infty} U(x) \exp\left[\frac{ik}{\Delta}\left[2x^2\left(\frac{1}{d_1d_2} - \frac{1}{d_1f}\right) - x\left(\frac{y}{d_1d_2} + \frac{\alpha}{d_1}\right)\right]\right] dx \right\}.$$
 (*)

Рассмотрим, какое преобразование осуществляет сфероконическая система при условии, что $d_1 = f$, $d_2 \neq f$ и $\Delta = 1/d_2$.

При этих условиях выражение (*) примет вид

$$\begin{split} I &= \sqrt{\frac{\pi d_2}{2k}} \exp(i\frac{\pi}{4}) \exp\left[ik\left(2y\alpha - \alpha^2 d_2\right)\right] \int_{-\infty}^{\infty} U(x) \exp\left\{i2kx^2\left(\frac{1}{f} - \frac{d_2}{f^2}\right) - x\left(\frac{y}{f} - \frac{\alpha d_2}{f}\right)\right\} dx = \\ &= \sqrt{\frac{\pi d_2}{2k}} \exp\left[i\left(\frac{k\alpha^2 d_2}{2} - \frac{\pi}{4}\right)\right] \left[\exp(ik\alpha y)\hat{F}_{\omega+\omega_0(d_2)}\left\{U(x)\exp\left(\frac{ik}{f}\left[1 - \frac{d_2}{f}\right]x^2\right)\right\} + \\ &+ \exp(-ik\alpha y\hat{F}_{\omega-\omega_0(d_2)}\left\{U(x)\exp\left(\frac{ik}{f}\left[1 - \frac{d_2}{f}\right]x^2\right)\right\}\right]. \end{split}$$

Если $x \ll f$, то в этом случае выражением типа формулы Френеля под оператором Фурье можно пренебречь, и поле в плоскости объекта с точностью до соответствующих фазовых множителей будет представлять собой сумму спектральных компонент симметрично расположенных относительно оси системы со сдвигом на ω_0 .

Рассмотрим спектр мощности поля.

$$N(\omega) = \left[\exp\left(\frac{iky\alpha'}{f}\right) G[\omega - \omega_0] + \exp\left(\frac{-iky\alpha'}{f}\right) G[\omega + \omega_0] \right]^*$$
$$* \left[\exp\left(\frac{-iky\alpha'}{f}\right) G^*[\omega - \omega_0] + \exp\left(\frac{iky\alpha'}{f}\right) G^*[\omega + \omega_0] \right] =$$
$$= \left| G[\omega - \omega_0] \right|^2 + \exp\left(\frac{-2iky\alpha'}{f}\right) G(\omega + \omega_0) G^*(\omega - \omega_0) + \left| G(\omega + \omega_0) \right|^2$$
$$+ \exp\left(\frac{2iky\alpha'}{f}\right) G^*(\omega + \omega_0) G(\omega - \omega_0) + \left| G(\omega + \omega_0) \right|^2$$

Очевидно, что при y = 0 это выражение можно представить в виде

$$N(\omega) = \left[\left[G(\omega - \omega_0) + G(\omega + \omega_0) \right]^2, \right]^2$$

которое представляет собой выражение для мощности суммы спектральных компонент, симметрично расположенных относительно оси системы со сдвигом на ω₀.

Обобщая данное выражение на трехмерный случай, можно прийти к выводу, что распределение поля на оси системы представляет собой сумму спектральных компонент, соответствующих мощности светового поля, рассеянного под определенным углом к оси системы, определяемым из выражения $\omega_0 = k_0 \sin \varphi$, где φ – угол между волновым вектором дифрагированной компоненты и осью системы.

Таким образом, система играет роль конического интегратора. Так как ω_0 является функцией положения плоскости регистрации d_2 , то перемещением точки регистрации вдоль оси системы можно производить измерение углового спектра поля с одновременным интегрированием по азимутальному углу.

Следует отметить, что интенсивность на произвольной и нулевой пространственной частоте регистрируется одним и тем же фотоприемником, расположенным на оптической оси системы. Нормальное падение освещающего пучка обеспечивает аксиальность спектров и возможность регистрации спектра поля на оптической оси системы. При наличии анизотропии обработки поверхности положение плоскости регистрации может быть выбрано таким образом, что пространственные частоты, соответствующие анизотропии, не совпадут с ω_0 , что позволяет избежать погрешности измерения, обусловленной анизотропией обработки.

Указанные факторы способствуют получению достоверной и более точной оценки интенсивности отраженного излучения на нулевой пространственной частоте и интегральной интенсивности на заданной пространственной частоте.

Оценка среднеквадратичной высоты микронеровностей производится по отношению интегральной интенсивности отраженного излучения на заданной пространственной частоте $N(\omega_0)$ к интегральной интенсивности отраженного излучения на нулевой пространственной частоте N_3 . Однако, явная форма зависимости среднеквадратичной

высоты микронеровностей $\sigma(\frac{N(\omega_0)}{N_3})$ может быть определена только для определенной

статистики распределения неоднородностей поверхности. При известной статистике распределения неоднородностей поверхности можно производить работы в статическом варианте, устанавливая пространственную частоту регистрации, в наибольшей степени соответствующую диапазону микронеровностей и наличию анизотропии обработки. В динамическом режиме, автоматически изменяя положение плоскости регистрации, измеряется спектральное распределение энергии в рассеянном поле с интегрированием по азимутальному углу, что позволяет оценить статистику распределения не-

однородностей поверхности и определить зависимость $\sigma(\frac{N(\omega_0)}{N_3})$.

Указанный фактор позволяет повысить точность и достоверность определения среднеквадратичной высоты микронеровностей, в том числе, для поверхностей с неизвестной статистикой распределения неоднородностей.

На рис. 2 изображена оптическая схема устройства для определения шероховатости поверхности и статистического распределения неоднородностей поверхности, реализующая предлагаемый метод.

Устройство содержит лазер 1, расположенные по ходу лазерного излучения плоское полупрозрачное зеркало 3, установленное под углом в 45° к оптической оси, оптическую сфероконическую систему (аксикон) 4, диафрагму 5 и фотоприемник 6 с узлом перемещения 7, электрически связанный с измерительным блоком (на рисунке не показан).

Исследуемая поверхность 2 устанавливается перпендикулярно ходу луча лазера в передней фокальной плоскости аксикона 4, а фотоприемник 6 установлен на оптической оси и имеет возможность перемещаться вдоль оптической оси с помощью узла перемещения 7. Перед фотоприемником 6 установлена диафрагма 5 в форме отверстия. Полупрозрачное зеркало 3 установлено под углом 45° к оптической оси, проходящей через лазер 1, и под углом 45° к оптической оси, проходящей через аксикон 4, диафрагму 5 и фотоприемник 6. Фотоприемник 6 с установленной перед ним диафрагмой 5 перемещается вдоль оптической оси с помощью узла перемещается вдоль оптической оси с помощью узла лазера и плоскости регистрации соответствующими нулевой и выбранной пространственной частоте.

Устройство работает следующим образом. Лазерный пучок от лазера 1 полупрозрачным плоским зеркалом 3 направляется по нормали на контролируемую поверхность 2. Отраженное от поверхности 2 излучение попадает на оптическую сфероконическую систему, которая играет роль конического интегратора, т.е. распределение поля на оси системы представляет собой сумму спектральных компонент, соответствующих мощности светового поля рассеянного под определенным углом к оси системы. Под управлением команд измерительного блока фотоприемник 6 с установленной перед
ним диафрагмой 5 перемещается вдоль оптической оси с помощью узла перемещения 7. В статическом режиме работы фотоприемник 6 с установленной перед ним диафрагмой 5 устанавливается последовательно в плоскость регистрации соответствующую нулевой и выбранной пространственной частоте. Интегральные интенсивности N_3 и $N(\omega_0)$, соответствующие нулевой и выбранной пространственной частоте регистрируется измерительным блоком. В динамическом режиме работы фотоприемник 6 с установленной перед ним диафрагмой 5 непрерывно перемещается вдоль оптической

установленной перед ним диафрагмой 5 непрерывно перемещается вдоль оптической оси между плоскостями регистрации соответствующими нулевой и выбранной пространственной частоте. Интегральная интенсивность $N(\omega)$, соответствующая пространственной частоте ω непрерывно регистрируется измерительным блоком.

Измерительный блок определяет отношение $\frac{N(\omega_0)}{N_3}$, а по нему - величину сред-

неквадратичной высоты микронеровностей σ.



Рис. 2.

Благодаря оптической сфероконической системе 4, происходит непрерывное аналоговое интегрирование и регистрация интенсивности отраженного излучения на произвольной частоте ω, причем измерение компонент излучения на произвольной пространственной частоте осуществляют одним и тем же фотоприемником 6.

Таким образом, в результате реализации указанных особенностей регистрации появляется возможность определения статистики неоднородности поверхности и выбора произвольной пространственной частоты, в наибольшей степени соответствующей диапазону микронеровностей и наличию анизотропии обработки, что позволяет значительно снизить погрешность измерения по сравнению с известными решениями и расширить применяемость оптических методов определения шероховатости поверхности.

Список литературы

- 1. Новичихина Л.И. Техническое черчение: Справ. пособие. Мн.: Выш. школа, 1983. 222 с.
- 2. Авторское свидетельство СССР №815492, МКИ G OIBII/30. опубликовано 1981г.
- 3. Авторское свидетельство Японии №58-13842, G OIBII/06, G 01№21/41, опубл. 16.03.83.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ Al₂O₃

Шевченок А. А.¹⁾, Виолентий Д. Р.¹⁾, Ломоносов В. А.²⁾

¹⁾ Институт порошковой металлургии НАНБ, г. Минск, Беларусь. ²⁾ Институт общей неорганической химии

Изучены закономерности прессования композиций ультрадисперсных и микронных порошков на основе Al_2O_3 . Показано, что ультрадисперсные добавки от 5 до 20 об.% улучшают не только прессуемость композитов, но и меняют характер излома спеченных образцов от чисто интеркристаллитного до смешанного интер- и транскристаллитного. Исследовано влияние размера исходных частиц порошков, составляющих композит, на твердость, прочность на сжатие и трещиностойкость экспериментальных образцов после спекания в интервале температур 1300-1600⁰C. Наиболее высокие значения твердости (92 HRA), трещиностойкости (до 4,6 МПа·м^{1/2}) и предела прочности на сжатие (1200 МПа) получены для композита на основе электрокорунда марки М1 с добавкой Mn₂O₃ после спекания при 1550⁰C (при размере зерен ~ 1 мкм).

Перспективным направлением современной порошковой технологии является создание композитных керамик с высокими механическими и функциональными свойствами. В частности, сочетание тонкой структуры и высокой твердости керамик обеспечивает их более высокую износостойкость при трении, а развитость границ между кристаллами в сочетании с твердостью и тугоплавкостью может приводить к повышенным характеристикам в широких диапазонах тепловых и механических нагрузок.

В связи с этим, целью данной работы является исследование влияния размерных факторов на структуру, твердость, прочность на сжатие и трещиностойкость композитов на основе оксида алюминия.

Объектами данного исследования были различные порошки Al_2O_3 , как микронного, так и нанометрового диапазона. Были приготовлены композиции из смеси указанных выше порошков. Композиции готовились смешиванием и измельчением в планетарной мельнице САНД в этиловом спирте в течение 1 ч и последующей сушкой в сушильном шкафу.

Прессование исходных порошков и полученных смесей проводили статическим методом на разрывной машине ZD-40 в интервале давлений 100-700 МПа с использованием в качестве связующего ПВС. Спекание полученных образцов осуществляли в течение 0,5 - 4 ч в камерной лабораторной электропечи ВТП 12/15 в воздушной атмосфере и в вакууме в печи СНВ-1.3.1/20И1. Температуры спекания варьировали в диапазоне 1300 – 1600⁰С.

Изучено влияние давления статического прессования и дисперсного состава композитов на плотность образцов прессовок (рис.1,2).



Рис. 1. Зависимость "плотность – давление статического прессования" для образцов из порошков различного дисперсного состава: ГК(10мкм), ГН(5мкм), М1(1мкм), Al₂O₃ (T) – 0,2 мкм.



Рис. 2. Влияние давления статического прессования на плотность образцов на основе технического глинозема марки ГН с различным содержанием ультрадисперсной добавки A1₂O₃.

Анализ данных закономерностей показал, что плотность прессовок одной химической природы из смесей микронных порошков ГК(ГН, М1) и наноразмерных порошков Al_2O_3 во всех случаях была выше, чем плотность прессовок из исходных наноразмерных или микронных порошков. Аналогичная ситуация наблюдалась и для композиций на основе ГК, ГН, М1 и добавок 5, 10, 20 об.% Ta₂O₅ (рис.3). Следовательно, добавки от 5 до 20 об.% наноразмерных и субмикронных порошков как одной, так и разной химической природы, улучшают прессуемость и формуемость композиционной шихты. В то же время плотность прессовок из наноразмерных порошков плазмохимического синтеза ($d \sim 80$ нм) Al_2O_3 и TiN была на 10-15% выше, чем плотность прессовок на основе смеси этих порошков.



Рис. 3. Влияние давления статического прессования на плотность образцов на основе технического глинозема марки ГК с различным содержанием ультрадисперсной добавки Ta₂O_{5.}

Исследовано влияние дисперсного состава исходного материала и режимов спекания композитов на их плотность (относительную плотность) и микроструктуру (табл.1, рис.4). Установлено, что с ростом размера частиц исходных чистых порошков Al₂O₃ (M1, ГН, ГК, соответственно, средний размер частиц 1 мкм, 5 мкм и 10 мкм) плотность спеченных керамик (1550°С, 2 ч) падает от 3,6 г/см³ (для M1) до 2,8 г/см³ (для ГК). Введение в указанные выше исходные материалы до 20 об.% наноразмерного порошка Al₂O₃ способствовало повышению плотности спеченного материала на основе M1 и ГН примерно на 5-10%. Это, по-видимому, связано с сегрегацией ультрадисперсных частичек по границам матричных зерен и высокой скоростью диффузии матрицы через сегрегированную фазу.

| № п/п | Состав материала | Режимы спека- ния | Плотность, р, г/см ³ | Относительная плотность, р _{отн.} , % |
|----------|---|---------------------------------------|------------------------------------|--|
| 1 | ГН | 1410 ⁰ С, 1ч | 2,37 | 62,3 |
| 2 | ГН+5 об.% Al ₂ O ₃ (T) | 1410 ⁰ С, 1ч | 2,42 | 62,4 |
| 3 | ГН+10об.% Al ₂ O ₃ (T) | 1410 ⁰ С, 1ч | 2,8 | 72 |
| 4 | M1 | 1410 ⁰ С, 1ч | 3,3 | 85 |
| 5 | M1+5 об.% Al ₂ O ₃ (T) | 1410 ⁰ С, 1ч | 3,36 | 86 |
| 6 | М1+10 об.% Аl ₂ О ₃ (Т) | 1410 ⁰ С, 1ч | 3,43 | 88 |
| 7 | M1 | 1550 ⁰ С, 2ч | 3,62 | 93 |
| 8 | ГН | 1550 ⁰ С, 2ч | 3,42 | 88 |
| 9 | ГН | 1580 ⁰ С, 1ч | 3,46 | 89 |
| 10 | M1 | 1580 ⁰ С, 1ч | 3,56 | 92 |
| 11 | M1 | 1600 ⁰ С, 1ч | 3,53 | 91 |
| 12 | M1+10 об.% Al ₂ O ₃ (T) | 1580 ⁰ С, 1ч | 3,64 | 93,8 |
| 13 | Al ₂ O ₃ (T)+20%TiN | 1500 ⁰ С, 2ч., (вакуум) | 3,26 | 83 |
| 14 | ГК | 1550 ⁰ С, 2ч | 2,8 | 72 |
| 15 | ГК+5% Та ₂ О ₅ | 1550 ⁰ С, 2ч., (воздух) | 3,3 | 85 |
| 16 | M1+1% MgO | 1550 °С, 2ч | 3,49 | 85 |
| 17 | M1+1%TiO ₂ | 1550 °С, 2ч | 3,87 | 97 |
| 18 | $M1 + 1\% Mn_2O_3$ | 1550 °С, 2ч | 3,84 | 96 |

Таблица 1. Влияние дисперсного состава исходного материала и режимов спекания композитов на их плотность (относительную плотность).

Изучены микрофотографии изломов экспериментальных образцов (рис.4). Показано, что введение в материалы на основе М1 и ГН 10,20 об. % наноразмерного порошка Al_2O_3 приводит к улучшению контактности частичек, большей степени их оплавления и росту размера кристаллитов, наблюдается переход от чисто интеркристаллитного до смешанного интер- и транскристаллитного излома. Это обеспечивает формирование более плотной микроструктуры и в дальнейшем может способствовать улучшению механических свойств композитов по сравнению с чистыми однокомпонентными материалами.

Определены механические свойства экспериментальных образцов из композитов на основе оксида алюминия (табл.2).



Рис. 4. Влияние содержания легирующей нанодобавки Al₂O₃ (T) на микроструктуру статически спрессованной спеченной (1580 °C, 1 ч) керамики на основе Al₂O₃. *a*) – M1; *б*) – ГH +10% Al₂O₃; *в*) – ГH+20% Al₂O₃.

| | Трещиностойкость, | Прочность | Твердость, | Размер |
|---|--|-----------------------|------------------------|-----------|
| Материал | | при сжатии, | | зерна, |
| | К _{1С} , МПа∗м ^{1/2} | σ _{сж} , МПа | HRA | L, мкм |
| M1 | 2,26 | 460 | 88 | 1,0-1,8 |
| M1+10%Al ₂ O ₃ (T) | 2,6 | 682 | 90 | 1,5-3,0 |
| M1+20%Al ₂ O ₃ (T) | 2,7 | 840 | 91 | 2,5-5,1 |
| ГН | 2,07 | 353 | 84 | - |
| $\Gamma H+10\%Al_2O_3(T)$ | 2,2 | 389 | 86 | 1,3-2,8 |
| ΓH+20%Al ₂ O ₃ (T) | 2,26 | 407 | 87 | 1,5-2,5 |
| ГК | - | 202 | - | 10,0-11,0 |
| ГК+10%Al ₂ O ₃ (T) | - | 270 | - | - |
| ГК+20%Al ₂ O ₃ (T) | - | 350 | - | 10,0-11,0 |
| ГК+5%Та ₂ О ₅ | - | 332 | - | 8,0-10,0 |
| M1+1%MgO | 2,84 | 903 | 92 | 0,6-1,4 |
| M1+1%Mn ₂ O ₃ | 4,58 | 1240 | 92 | 1,0-1,5 |
| M1+1%TiO ₂ | 4,62 | 709 | 91 | 1,0-1,5 |
| $Al_2O_3(T)$ | 2,8 | 403 | Н _v =11 ГПа | 1,0-2,5 |
| TiN | 1,7 | - | - | - |
| Al ₂ O ₃ (T)+20%TiN | 3,1 | - | Н _v =14 ГПа | 1,0-1,8 |

Таблица 2. Повышение механических свойств некоторых композитов, спеченных при 1550 °C, 2 ч, по сравнению с чистыми материалами за счет введения второй фазы

Исследовано влияние размера исходных частиц порошков, составляющих композит, на их твердость, прочность на сжатие и трещиностойкость после спекания. Показано, что предел прочности на сжатие для композитов на основе технического глинозема ГК (дисперсность 10 мкм) изменялся от 200 до 350 МПа при изменении содержания наноразмерной компоненты в исходном материале от 0 до 20 об.%. Закономерностей изменения твердости и коэффициента трещиностойкости, спеченных в указанных режимах композитов, не установлено, вследствие высокой пористости образцов на основе технического глинозема марки ГК (15-20%). Для композита на основе электрокорунда марки М1 (дисперсность 1 мкм), изготовленного в тех же условиях, $\sigma_{cж}$ возрастало от 460 до 840 МПа, твердость по шкале HRA с 88 до 91, коэффициент трещиностойкости колебался в пределах 2,2-2,7 МПа*м^{1/2} с изменением содержания легирующего компонента от 0 до 20 об.%. Наиболее высокие значения твердости (92 HRA), трещиностойкости (до 4,6 МПа*м^{1/2}) и предела прочности на сжатие (1240 МПа) получены для композитов на основе электрокорунда марки М1 с добавкой Мn₂O₃, спеченных при 1550°С (при размере зерен ~1 мкм).

UDK 539.3

STRENGTH OF BRITTLE ANISOTROPIC MATERIALS AT SHOCK-WAVE LOADINGS

Radchenko A. V. ^{1,2}, Radchenko P. A. ^{2,3}

¹ Tomsk State University Architectural and Building, Tomsk, Russia ² ISPMS SB RAS, Tomsk, Russia ³ Tomsk State University, Tomsk, Russia <u>andrew@academ.tsc.ru</u>

SUMMARY

From uniform modeling and methodological representations the comparative analysis of behavior fragile both plastic isotropic and anisotropic materials is carried out. Influence of orientation of properties, shock-wave processes on the mechanism of macrodestruction of anisotropic bodies is investigated. Results of numerical researches are compared to experimental data. On the basis of the created models and techniques a number of applied problems are solved.

INTRODUCTION

Small number of works, devoted to investigations on anisotropic material behavior at impact loadings testifies that this problem is weakly studied. At the same time, anisotropic materials find wide application, especially in connection with development of modern technologies, which allow to obtain materials with preset properties. To provide optimum use of material properties in various constructions, it is necessary to consider loading conditions under which it will be used, and to preset material properties and their orientation on this basis. Consideration of material properties directivity is especially important for constructions, operating under extremal conditions, experiencing intense dynamic loads i.e. equipment for aviation and spacecraft, containers for storage and transportation of explosives and toxic substances.

STATEMENT OF THE PROBLEMS

Let's consider pulse and impact loadings of orthotropic materials. The problem is solved by the finite elements method in three-dimensional statement in *XYZ* Cartesian coordinates system. Symmetry axes of orthotropic material coincides with coordinates systems ones. The behavior of orthotropic material is considered in framework of phenomenological approach [1-4]. The orthotropic material has following mechanical properties' relations: $E_x > E_y > E_z$, $\sigma_{bx} > \sigma_{by} > \sigma_{bz}$, where E_x , E_y , E_z are modulus of elasticity, σ_{bx} , σ_{by} , σ_{bz} are ultimate strength in correspondent directions.

DISCUSSION OF RESULTS

All-round pulse compression of orthotropic ball

Homogeneous orthotropic and isotropic balls with diameter of 10mm was subjected to compression with pulse pressure of 1GPa during 3μ sec. Already at the time moment of 0.6 μ sec in ZX cross section (where there is most significant difference between

characteristics), the distribution of stress (fig. 1) illustrate the origin of heterogeneous picture of strain-stress state of the orthotropic ball. At this moment, the stresses achieves maximum values

(-2GPa) near at ball poles on Z-axis. In this case the ball failure arises in the region of maximum stresses (fig. 2). With time the strain-stress state of anisotropic ball differs from strain-stress state of isotropic ball more strongly.





Fig. 1. Distribution of stress isolines σ_x . $t = 0.6 \mu$ sec. 1: -2GPa, 2: -1.8GPa, ..., 8: -0.6GPa. $t = 2.8 \mu$ sec.

Fig. 2. Volume configurations of orthotropic ball.

The destruction isotropic ball occurs differently. It is illustrated by field of mass velocities and distribution isolines of the pressure σ_x , given in section ZY in the fig. 3 and fig. 4. The compression of the material of the ball occurs up to t=1.6 MKc. To this moment of time as a result of spherical symmetry occurs focusing of the wave of compression at the centre of the ball, where the compressing pressure exceed amplitude of an external pulse, reaching - 3GPa. In the vicinity of the centre of the ball the material passes in the hydrodynamic condition, saving durability only to compression, the diameter of this zone makes 4.4 MM. After cancellation of compressing pressure to the centre of the ball weakened by the wave of compression, collapses completely - in a vicinity of the centre of the ball the cavity by the diameter 4.4 MM is formed. The destruction of the material in the wave of relief, that evidently shows a fig. 4, where the field of velocities in the ball is submitted at the moment of achievement by the relief wave of area of the hydrodynamic condition of the material.



Fig. 3. Distribution of stress isolines σ_x . $t = 1.6 \mu$ sec.



Fig. 4. Field of mass velocities. $t = 4\mu$ sec.

1: -2.4, 2: -2, 3: -1.6, 4: -1.2GPa.

Impact loading

Let's consider the interaction of steel isotropic striker with orthotropic plate. The influence of orientation elastic and strength properties in the orthotropic material of the barrier on dynamics of its destruction is investigated in view of various meanings of breaking point on compression and tension.



Fig. 5. Distribution of isolines of the relative portion of the destroyed material. $\upsilon_0=700$ m/sec, $t=5\mu$ sec. a) initial orientation of orthotropy axes $\beta = 0^\circ$; b) $\beta = 45^\circ$; c) $\beta = 90^\circ$.

CONCLUSION

The carried out researches have shown, that anisotropy of properties is the essential factor which is necessary for taking into account for the adequate description and the prediction of development of shock-wave processes and destruction in the materials subject to dynamic loadings. The offered model of destruction using tensor-polynomial criterion of the fourth degree, enables to model behaviour of a wide class of anisotropic materials with a various degree of anisotropy. It was stated that the changing orientation of properties causes qualitative changes in mechanisms of macrofailure of anisotropic material.

ACKNOWLEDGMENTS

This material is based upon work supported by the Russian Foundation for Basic Research under Grant No. 03-01-00006.

REFERENCES

- 1. Radchenko A.V. Model of behavior of anisotropic materials by impact // Composite mechanics and Design, 1998, vol. 4, No. 4, p. 51-61.
- Ashkenazi, E.K., Ganov A.V. Anisotropy of the construction materials // Spravochnik, Leningrad, 1980.
- Radchenko A.V., Kobenko S.V. et al. Research on features of behaviour of isotropic and anisotropic materials under impact // Int. J. Impact Eng., 1999, vol. 23, p. 745-756.
- Radchenko, A.V., Kobenko S.V. The dependence of anisotropic material failure on orientation of elastic and strength properties at impact // Doklady Akademii nauk, vol. 373, No. 4, pp. 479-482, 2000.

УДК 621.833:539.538

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОДОЗНОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СТАЛИ 45 ПРИ ТРЕНИИ

Гриценко Б. П., Кашин О. А.

Институт физики прочности и материаловедения РАН СО, Томск, Россия, gritsenko@ispms.tsc.ru

Известно, что высокодозная ионная имплантация является эффективным способом повышения износостойкости трибологических пар. Несмотря на достаточно большое количество работ в этой области, до сих пор остается открытым вопрос, чем же определяется столь высокое (в 5-10 и более раз) повышение износостойкости трибологических пар после ионной имплантации. Образование новых фаз, таких как карбиды, нитриды и др., снижение коэффициента трения при легировании определенными элементами и измельчение структуры при ионной имплантации может приводить к повышению износостойкости. Однако, толщина модифицированных слоев, как правило, составляет около 100 нм, поэтому они достаточно быстро уносятся при трении. С точки зрения выяснения механизма повышения износостойкости материалов, после ионной имплантации имеет смысл сравнить деформационные процессы, происходящие при трении в исходных и ионно-имплантированных образцах.

В настоящей работе проведены исследования по влиянию высокодозной ионной имплантации на деформационное поведение и разрушение стали 45 и α-железа при трении. Для имплантации образцов использовали технологический ускоритель ионов "ДИАНА–2". Режим работы ускорителя – частотно-импульсный; ускоряющее напряжение 60 кВ, флюенс для всех образцов составлял 1017 ион/см2. Имплантацию проводили ионами Fe, Pb, Mo и Si. Эти элементы при имплантации формируют в материале мишени различные структурно-фазовые состояния.

Испытания на трение выполняли в режиме граничной смазки при умеренных нагрузках (1-5 МПа). В качестве контртела применяли сталь ШХ15. Изучение деформационных процессов проводили на металлографических шлифах, плоскости которых проходили через пятно контакта и были ориентированы перпендикулярно поверхности трения и параллельно направлению движения образцов по контртелу. Такая схема позволила проследить изменение микроструктуры в объеме материала.

Кинетические кривые изнашивания образцов имели классический вид в виде двух стадий. Первая стадия быстрого изнашивания – стадия приработки, и вторая стадия – стадия установившегося изнашивания. Ионная имплантация оказывала наиболее сильное влияние на износостойкость на первой стадии. Разные имплантированные элементы влияли на величину износа с различной эффективностью. Потери веса образцов стали 45 при трении к окончанию первой стадии, по сравнению с таковым для не имплантированных образцов, уменьшилась при имплантации ионами Fe примерно в 6 раз, Pb – в 13, Мо - в 18 раз. В случае имплантации ионов Si износ оказался настолько мал, что при использованной методике измерений его зафиксировать не удалось. Аналогичные результаты получили и при имплантации ионами железа образцов α-железа: износ имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшился в 5 раз по сравнению с не имплантированных образцов уменьшилов и в мали и в самоних и в

ными. На стадии установившегося изнашивания ионная имплантация не оказывала существенного влияния на износостойкие свойства стали 45 и α-железа.

Проведено изучение влияния акустических колебаний, возникающих в самой трибосистеме в процессе трения, на износостойкость стали 45 и α -железа. Для изменения условий распространения акустических колебаний в образце использовали закрепление образцов и контртела на испытательной машине через демпфирующие прокладки. Использование демпферов так же, как и ионная имплантация, приводило к снижению абсолютной величины износа к окончанию стадии приработки для обоих исследованных материалов. Для исходных образцов стали 45 величина износа уменьшилась примерно в 2 раза, для α -железа в 4 раза. На стадии установившегося изнашивания использование демпферов не оказывало существенного влияния на износостойкость. Аналогичным образом изменение условий распространения акустических колебаний влияло и на изнашивание имплантированных образцов.

Металлографические исследования образцов стали 45 и α-железа после испытаний на трение показали, что в приповерхностном слое интенсивно развиваются деформационные процессы, наблюдается фрагментация структуры материалов на мезоуровне. Ионная имплантация и условия распространения акустических колебаний оказывают существенное влияние на развитие этих процессов. Ионная имплантация образцов стали 45 ионами железа приводила к уменьшению деформации приповерхностных слоев. При имплантации ионов кремния и молибдена деформация настолько уменьшалась, что на металлографических снимках ее не было видно.

На основании полученных экспериментальных результатов сформулировано предположение о том, что процессы деформации и изнашивания при трении в исследованных условиях в значительной степени определяются объемными и поверхностными акустическими колебаниями возникающими в самой трибосистеме. Изменение микроструктуры приповерхностных слоев в процессе трения, либо предварительно, за счет ионной имплантации снижает интенсивность акустических колебаний генерируемых трибосистемой, и это приводит к уменьшению изнашивания материалов.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ F40CB УЛУЧШЕННОЙ СВАРИВАЕМОСТИ

Гуськов О. П., Мотовилина Г. Д., Хлусова Е. И.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия vvv@prometey2.spb.su

В связи со строительством нефтегазовых платформ и обслуживающих сооружений на шельфе северных морей возросла потребность в производстве листового проката из хладостойких хорошо свариваемых сталей повышенной прочности различной толщины.

Повышение свариваемости, в первую очередь, достигается снижением содержания углерода, являющегося основным упрочняющим элементом. При этом для обеспечения прочности и хладостойкости необходима количественная оценка взаимосвязи формируемой структуры и свойств стали. Изменение предела текучести стали происходит при изменении структуры. В общем виде предел текучести определяют суммированием вкладов различных элементов структуры в упрочнение стали [1,2]:

$$\sigma_{\rm T} = \sigma_0 + \Delta \sigma_{\rm Tp} + \Delta \sigma_{\rm A} + \Delta \sigma_{\rm Ay} + \Delta \sigma_{\rm 3},$$

где $\sigma_{\rm T}$ – предел текучести, σ_0 – напряжение трения кристаллической решетки железа, $\Delta \sigma_{\rm Tp}$ – упрочнение твердого раствора атомами замещения и внедрения, $\Delta \sigma_{\rm d}$ – упрочнение за счет дислокаций в феррите, $\Delta \sigma_{\rm dy}$ – упрочнение за счет дисперсных частиц, $\Delta \sigma_{\rm 3}$ – упрочнение за счет измельчения зерна.

В работе проведен анализ влияния технологических параметров контролируемой прокатки на структуру и показана количественная связь между изменением структуры, механическими свойствами и хладостойкостью низколегированной феррито-перлитной стали.

Установлено, что увеличение степени обжатий на последних проходах и увеличение скорости охлаждения после окончания деформирования за счет снижения температуры смотки полосы в рулон на 100 0 С приводит к повышению предела текучести с 480 до 575 МПа и ударной вязкости на образцах с острым надрезом при температуре испытания –60 0 С с 78 до 153 Дж/см².

Как показали теоретические расчеты и структурные исследования, увеличение предела текучести объясняется, в первую очередь, значительным измельчением ферритного зерна с 5 до 2,1 мкм и, как следствие, повышением доли зернограничного упрочнения на 50%, а во-вторых, увеличением плотности дислокаций в феррите с 5×10^{12} до $5 - 7 \times 10^{13}$ м⁻² и, соответственно, повышением доли дислокационного упрочнения более чем в 2 раза.

Повышение хладостойкости обеспечивается как измельчением ферритного зерна, так и изменением характера распределения перлита в структуре стали при повышении скорости охлаждения: характерная для горячей прокатки перлитная полосчатость сменяется равномерным распределением перлитных колоний в ферритной матрице.

Выявленные закономерности формирования структуры и свойств стали при контролируемой прокатке позволят создавать технологические процессы, обеспечивающие достижение требуемого комплекса свойств.

Список литературы:

- 1. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М: Металлургия, 1986.
- 2. Гольдштейн М.И. Пути повышения прочности и хладостойкости конструкционных сталей МИТОМ, 1987, №11, с. 6-11.

УДК 621.436-2.002.:621.793

КОМПЛЕКСНОЕ ЗАЩИТНОЕ ПОКРЫТИЕ НА ПОРШНЯХ ДИЗЕЛЕЙ

Басинюк В. Л., Мардосевич Е. И., Макаревич Е. И.*, Сасковец Е. И.*

Институт механики и надежности машин НАН Беларуси, Минск * Объединенный институт энергетических и ядерных исследований - Сосны НАН Беларуси, Минск

Создание на поверхностях деталей различного конструкционного назначения покрытий, комплексно улучшающих их служебные характеристики, является одним из наиболее эффективных, экономичных и широко применяемых в мировой практике приемов. Для изделий из алюминиевых сплавов наиболее доступным, дешевым и износостойким покрытием является оксид алюминия. Он формируется путем преобразования материала упрочняемых поверхностей анодно-катодной микродуговой обработкой, в результате чего получают оксидно-керамическое покрытие толщиной до 100 – 300 мкм и твердостью до 12 – 22 ГПа. Однако при формировании оксидно-керамических покрытий, вследствие особенностей процесса микродуговой обработки сплава алюминия, в нем неизбежно возникают поры и трещины (рис.1) [1], которые оказывают существенное влияние, с одной стороны, на когезионную прочность оксидокерамики и прочностные характеристики детали при наличии в ней изгибных (растягивающих и сжимающих) напряжений, с другой стороны – на адгезионные свойства поверхности. Кроме того, оксидокерамика обладает определенными теплоизолирующими свойствами и повышенными фрикционными характеристиками в условиях граничного трения,



Рис. 1. Структура оксидно-керамического покрытия.

что в ряде случаев приводит к локализованному нагреву и разрушению поверхности.

В связи с этим был разработан трехслойный композиционный материал «пиролитический карбид хрома – оксидокерамика – сплав алюминия» [2,3], позволяющий, в определенной мере, исключить приведенные недостатки. Комбинированные технологические схемы его формирования основаны на использовании известных методов анодно-катодной микродуговой обработки сплавов алюминия И последующего осаждения на пористую поверхность оксидокерамики пиролитического карбида хрома. В данном процессе применяли метод химического осаждения из паровой фазы термическим разложением металлорганического соединения, в качестве которого использовалась промышленная хроморганическая жидкость «Бархос» (ТУ-01-1149-83), состоящая

из смеси бисареновых производных хрома, основным компонентом которой является бисэтилбензолхром с примесями бензола, этилбензола и высококипящих ароматических соединений [5]. Микроструктура данного композита показана на рис.2.

К основным особенностям данной структуры, обусловленным выбором наиболее рациональной схемы предварительной обработки поверхности оксидно-керамического слоя, режимов осаждения и специальных модифицирующих добавок, можно отнести



Рис. 2. Структура композиционного покрытия «оксидокерамика – пиролитический карбид хрома».

заполнение карбидом хрома структурных несовершенств за счет проникновения паровой фазы хромоорганической жидкости «Бархос» в поверхностные поры и трещины. Обладая высокой алгезией к оксидокерамике, пиролитический карбид хрома «залечивает» микротрещины и, в сочетании с наружным слоем, создает значительные остаточные сжимающие напряжения. Кроме того, позволяет существенно снизить коэффициенты трения скольжения при работе в условиях граничного трения и способствует улучшению теплообмена, обеспечивая снижение тепловой нагружености композиционного покрытия.

Как показал анализ результатов испытаний на усталостную прочность образцов с покрытиями, создание остаточных сжимающих напряжений на поверхности детали оказывает существенное влияние на служебные характеристики, включая долговечность [4].

Результаты усталостных сравнительных испытаний на изгиб образцов с покрытиями приведены на рис.3. Их анализ показывает следующее:

- формирование оксидокерамики на рабочих поверхностях деталей, работающих в условиях многоциклового нагружения на изгиб, обуславливает снижение предела выносливости материала основы в 1,75 1,8 раза (рис.3, кривые усталости 1, 2), причем влияние растягивающих напряжений на долговечность возрастает по мере их приближения к пределу выносливости;
- осаждением на поверхности оксидно-керамического покрытия дополнительного слоя карбида хрома позволяет повысить предел выносливости материала основы в 1,3 – 1,4 раза и увеличить его в 2,4 – 2,5 раза при наличии на ней оксидокерамики (рис.3,



Рис. 3. Экспериментальные кривые усталости образцов без покрытий (1), с оксидно-керамическим покрытием (2) и композиционной системы «ПКХ – оксидокерамика – сплав алюминия».

кривые усталости 1,2,3).

Все это в целом позволяет считать трехслойный композиционный материал «пиролитический карбид хрома – оксидокерамика – сплав алюминия» одним из наиболее перспективных для использования в таких областях, как дизелестроение.

В мировом дизелестроении в настоящее время широко применяется оксидокерамика в качестве упрочняющих теплоизоляционных покрытий на днище и стенках камеры сгорания поршней из алюминиевых сплавов. Предполагается, что низкая теплопроводность оксидокерамики и тепловое сопротивление поверхности раздела «покрытие – алюминиевый сплав» снижают термонапряженность поршня, смягчают термоциклические нагрузки И, как следствие, продлевают срок эксплуатации [6]. Но, с другой стороны, оксиднокерамическое покрытие увеличивает коэффициент поглощения инфракрасного излу-

чения (которое составляет не менее 20% теплообмена дизеля [7]), что снижает ожидаемый теплозащитный эффект. Натурные испытания поршня с измерением температуры показывают, что оксидно-керамическое покрытие толщиной до 150мкм не вносит существенного изменения в перераспределение температурных полей, но увеличивают его термопрочность [6].

Как альтернатива оксидно-керамическому было предложено упрочняющее покрытие из пиролитического карбида хрома (ПКХ), который имеет высокий коэффициент отражения инфракрасного излучения и препятствует образования нагара [8]. На Минском моторном заводе были проведены сравнительные испытания на термопрочность поршней с теплозащитными покрытиями поверхности днища и камеры сгорания и без покрытия [9]. Методика испытания состояла в цикличном нагреве поршня токами высокой частоты и последующим охлаждением в воде. Результаты испытаний показали: средняя наработка до появления трещины кромки камеры сгорания для поршней с оксидокерамическим покрытием

| - фирмы «Петер Драпшин» - | 3273 цикла; |
|-------------------------------|--------------|
| - ООО «Корунд» - | 4000 циклов; |
| С покрытием из ПКХ (~10мкм) - | 4125 циклов; |
| Без покрытия - | 1570 циклов. |

Методика испытаний исключала влияние теплозащитных свойств покрытий на увеличение термопрочности поршня. Этот эффект, очевидно, связан со стравливанием поверхностных дефектов отливки (концентраторов напряжений) в процессе формирования оксидно-керамического покрытия, и с «залечиванием» этих дефектов при пиролитическом хромировании.

Как показал анализ результатов наших исследований разработанного материала «пиролитический карбид хрома – оксидокерамика – сплав алюминия» - дополнительное пиролитическое хромирование оксидокерамики способствует существенному повышению термопрочности и долговечности поршней. Пиролитический карбид хрома как бы цементирует поверхность оксидокерамики, снижая вероятность зарождения критических трещин. Такое комплексное покрытие сочетает в себе достоинства двух составляющих: низкую теплопроводность оксидокерамики и высокую отражательную способность по отношению к инфракрасному излучению и снижение нагараобразования, присущие пиролитическому карбиду хрома.

К этому необходимо добавить и то, что использование трехслойного композита «пиролитический карбид хрома – оксидокерамика – сплав алюминия» позволяет сохранив высокую прочность покрытия, существенно уменьшить толщину поверхностного слоя карбида хрома, обеспечив высокие технико-экономические показатели процесса при достижении повышенных, по сравнению с существующими, служебных свойствами.

Список литературы

- 1. МалышевВ.Н., МарковГ.А., ФедоровВ.А. и др./ Особенности строения и свойства покрытий, наносимых методом микродугового оксидирования // Химическое машиностроение.-№1.-1984,-С.26-27.
- Пат.2175686RU,МПК С23 С28/00.Композиционное покрытие и способ его изготоления // О.В.Берестнев, В.Л.Басинюк, М.В.Кирейцев, Г.В.Макаревич, В.В.Сасковец. №2000111046/02; Заявл.10.11.1999;Опубл.12.04.2000 // Изобретения.-2000.-№20.-С.112
- 3. Басинюк В.Л., Белоцерковский М.А., Комаров А.И., Макаревич Г.В. Новые композиционные материалы и покрытия // Наука производству. НТП «Витраж-центр». №6(19).-1999.-С.54-56.

- 4. Басинюк В.Л., Мардосевич Е.И., Макаревич Г.В. Композиционные материалы на основе оксидокерамики для аэрокосмических приводных систем // В сб. «Первый белоруский космический конгресс». ОИПИ НАН Беларуси.-2003.-С.68-70.
- 5. Защитное покрытие из пиролитического хрома. Технология, свойства, результаты испытаний и применение // А.Д. Юрченко, В.Ф. Соколов, А.Л. Ворохобов и др.-Димитровград-10,1994.-36с.
- 6. Никитин М.Д. Теплозащитные и износостойкие покрытия деталей дизелей // Л.- Машиностроение.-1977.-156с.
- 7. Розенблит Г.Б. Теплопередача в дизелях // М.- Машиностроение.-1977.-216с.
- Г.В.Макаревич, В.В.Сасковец Защитные покрытия из пиролитического карбида хрома на алюминиевых поршнях // В сб. «Теоретические и технологические основы упрочнения и восстановления изделий машиностроения».- Полоцкий госуниверситет УП «Технопринт».-2001.-С.417-418.
- 9. Испытание поршней 245-1004021 с теплозащитным покрытием на термопрочность. Технический акт // Минский моторный завод. Отдел главного конструктора. Техинформация ОГК ММЗ Инв..№6266/Д.- 2000.

УДК 531Ю43:620.178

КИНЕТИКА ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ УСТАЛОСТНОМ ИЗНАШИВАНИИ

Шипица Н. А., Жарин А. Л., Маркова Л. И., Фомихина И. Л.

Институт порошковой металлургии НАНБ, Минск, Беларусь shipitsa_nik@mail.ru

Введение. Изучение изменений структуры и фазового состава материалов в поверхностном слое является одной из основных проблем современной трибологии, так как формирование таких слоев ответственно за износостойкость материалов. Обобщение и анализ кинетических зависимостей изнашивания, а также исследование механизмов поверхностного разрушения твердых тел в широком диапазоне условий трибомеханического контакта показали, что эффекты повышения износостойкости материалов обусловлены процессами трансформации структуры приповерхностных слоев на начальной стадии износа [1].

Разрушение поверхности трения и образование частиц износа при усталостном изнашивании обычно представляет многостадийный процесс: накопление дефектов кристаллической решетки материала; упрочнение поверхностного слоя; зарождение и распространение трещины; отделение частиц износа. Нами было замечено, что цикл усталостного разрушения хорошо фиксируются по периодическим изменениям работы выхода электрона трущейся поверхности [2]. Было обнаружено [3,4], что при усталостном изнашивании под поверхностью трения на достаточно большой глубине происходит отслоение материала практически под всей дорожкой трения. Наличие отслоения для однородных материалов при трении является достаточно неожиданным, аналогичные отслоения, как правило, наблюдаются при трении покрытий [5].

Настоящая работа посвящена исследованию кинетики структурных изменений на микро и мезо- уровне в приповерхностном слое материалов.

Методика исследований. Испытания проводились при трении без смазки на трехпальчиковой машине трения. Для исключения температурных эффектов скорость скольжения была выбрана достаточно малой (0,09 м/с). Исследования проводились на специально приготовленных модельных образцах из оловянистой бронзы с различным содержанием олова.

В качестве параметра, позволяющего контролировать этапы усталостного разрушения поверхностного слоя при трении скольжения, выбрана работа выхода электрона трущейся поверхности. Ранее было установлено, что в процессе усталостного изнашивания наблюдается периодические изменения работы выхода электрона от числа про-



Рис.1 Период изменения работы выхода электрона трущейся поверхности с характерными точками

ходов индентора по образцу (рис.1) [3]. За один период изменения работы выхода электрона трущейся поверхности проходит полный цикл усталостного разрушения, от накопления дефектов кристаллической решетки материала, упрочнения поверхностного слоя до разрушения трущейся поверхности [6]. Минимум работы выхода электрона трущейся поверхности по периоду наблюдается после разрушения трущейся поверхности, затем работа выхода электрона увеличивается, когда поверхность трения

сглаживается, достигает максимума и уменьшается с увеличением дефектов на поверхности. Более подробно методика и техника регистрации работы выхода электрона в процессе трения приведена в работе [7].

Образцы устанавливались на машину трения и испытывались до достижения требуемой точки по периоду изменения работы выхода электрона (рис.1). Для исследования были выбраны следующие точки: a – вблизи максимума, b и c – на этапе уменьшения работы выхода электрона, d – после разрушения трущейся поверхности. Затем образцы препарировались для дальнейших исследований. Шлифы изготавливались по



300 мкм а)- в точке a, b) -в точке c

Рис. 2 Микрофотографии шлифов материала перпендикулярных поверхности трения

стандартной методике механическим полированием с помощью алмазных паст перпендикулярно дорожке трения. Травление шлифов проводилось трехвалентным хлорным железом. Анализ микроструктуры шлифов материалов проводился методами оптической и электронной микроскопии, а также методами электронной дифрактометрии тонких фольг.

Экспериментальные исследования и обсуждение результатов. На рис. 2 представлены микрофотографии шлифов материала в точках *а* и *с* по периоду изменения работы выхода электрона трущейся поверхности. Вблизи минимума работы выхода электрона под поверхностью на глубине порядка 60-90 мкм (в зависимости от режимов трения) на-

блюдается отслоение материала практически под всей дорожкой трения (рис.2, *b*). В остальных точках в оптическом микроскопе наблюдалось только незначительное дробление зерен вблизи поверхности и их вытягивание в направлении скольжения.

Исследование в растровом электронном микроскопе позволили выявить некоторые изменения в структуре материала вблизи поверхности трения (рис.3).

В точке *а* наблюдается вытянутая вдоль дорожки трения бороздчатая структура с более высокой плотность бороздок у поверхности трения по сравнению с объемом. Наблюдается плавный без резкой границы переход от деформированного поверхностного слоя к объемным слоям материала (рис 3, *a*)





На этапе уменьшения работы выхода электрона (рис 3, *b*) структура поверхностного слоя несколько изменяется. Около поверхности трения формируется пористый (ослабленный) слой. На глубине (5 - 20 мкм) наблюдается слой с достаточно высокой плотностью бороздок, вблизи которых видны отдельные чешуйчатые включения. При большом увеличении видно, что чешуйки связаны с основой материала только узкой перемычкой, они находятся как бы над поверхностью шлифа. Появление таких чешуйчатых включений, по-видимому, связано с эффектом экструзии, т.е. выдавливанием тонких лепестков металла под действием знакопеременных нагрузок [8]. Такие лепестки будут сильно деформированными и слабо травиться. Наблюдается нечеткая, прерывистая граница между объемом материала и поверхностным деформируемым слоем.

Наиболее интересные результаты были получены в точке, вблизи минимума работы выхода электрона (рис 3,*c*). Вдоль дорожки трения наблюдается деформированный слой материала со значительным отклонением структуры материала от объема. Толщина слоя равномерная и колеблется в диапазоне от 60 до 70 мкм. Между этим слоем материала и объемом наблюдается визуально фиксируемая на панорамных снимках граница. Подповерхностный слой имеет сложную структуру и состоит из нескольких подслоев. Можно наблюдать верхний ослабленный (пористый) слой. Толщина слоя – 2-3 мкм. Затем слой материала со слабо выявленной структурой. Ниже наблюдается слой с каплевидной структурой. Отчетливо наблюдаются элементы структуры каплевидной формы с диаметром порядка 1-1.5 мкм. Каплевидная структура постепенно переходит в бороздчатую.

В точке *d* после достижения минимума по периоду изменения работы выхода электрона структура поверхностного слоя почти не отличается от объема материала (рис.3,*d*). Наблюдается лишь незначительное дробление зерен в верхнем слое вблизи дорожки трения.

Исследование на просвечивающем электронном микроскопе позволили проследить изменение дислокационной структуры на различных этапах усталостного разрушения (рис.4).



^{мкм} Рис. 4 Электронно - микроскопические фотографии тонких структур материала в характерных точках по периоду изменения работы выхода электрона

В точке *а* наблюдается высокая плотность дислокаций, которые достаточно равномерно распределены по объему (рис.4, *a*). На этапе уменьшения работы выхода электрона (рис. 4, *b*) наблюдаются цепочки дислокаций, сконцентрированные возле дефектов, включений или пор. В точке вблизи минимума работы выхода электрона (рис. 4, *c*) наблюдается формирование ячеистой структуры: плотное скопления дислокаций в стенках ячейки и низкая плотность дислокаций в ее объеме. Размер ячеек одного порядка с каплевидными структурами, наблюдаемыми на данном образце (рис. 3, *c*). Кроме того, на образцах в и с наблюдались фрагменты с аморфной структурой (рис.5), которая, по-видимому, формируются на поверхности трения.



0,25 мкм Рис. 5 Электронно - микроскопические фотографии тонких структур материала

Проведенные исследование позволили проследить кинетику структурных изменений в материале на различных масштабных уровнях (дислокации, бороздки, отслоение).

Для объяснения такого поведения материалов рассмотрим изменения на трущейся поверхности и в подповерхностном слое за один этап усталостного разрушения (за один период изменений работы выхода электрона трущейся поверхности).

Под действием знакопеременной нагрузки в поверхностном слое происходит образование и движение дефектов, в первую очередь, дислокаций. Постепенно под поверхностью формируется область с повышенной плотностью дислокаций. С уве-

личением плотности дислокаций уменьшаются междислокационные расстояния, что приводит к росту сил междислокационного взаимодействия и формирование в поверхностном слое упорядоченной дислокационной структуры. Взаимодействие дислокаций вызывает формирование специфических структур на микроуровне (бороздки, чешуйки, каплевидная структура). Увеличение плотности дислокации выше критической, повидимому, приводит, к фазовому переходу I рода в поверхностном слое. Наблюдаемое нами отслоение материала является границей между деформированным и не деформированным объемом материала.

Таким образом, экспериментальными исследованиями установлено, что под поверхностью трения формируется слой материала, значительно отличающийся по своим характеристикам от объема материала. Изменение структуры материала происходит в достаточно толстом поверхностном слое (~ 100 мкм). Формирование такого слоя идет синхронно как по времени, что подтверждается периодическими изменениями работы выхода электрона, так и в пространстве (отслоение материала).

Список литературы

- 1. Гарбар И.И. О структуре и строении поверхностных слоев сопряженных материалов трущихся пар.//Трение и износ. 1990, Т. 11. N 4. С. 581 593.
- 2. Жарин Л. А., Генкин В. А. О периодичности работы выхода электрона трущейся поверхности // Трения и износ, т.2, 1981, №1, С. 118-125.
- 3. Жарин А.Л., Шипица Н.А., Фишбейн Е.И. Некоторые особенности усталостных процессов при трении скольжения. //Трение и износ. 1993. Т.14. № 4. С. 645 657. 337.
- Zharin A.L., Shipitsa N.A. Surface And Subsurface Material State On The Stage Of Sliding Fatigue Prefracture // World Tribology Congress, 8-12 September 1997, London, Mechanical Engineering Publication Limited, p. 730
- 5. Engel P.A., Hsue E.Y., Bayer R.G. Hardnes, friction and wear of multiplated electrical contacts. Wear, v.162-164, 1993, pp.538-551.
- 6. Жарин А.Л., Шипица Н.А., Сарока Д.И. Определение характеристик усталостного разрушения материалов при трении скольжения. Часть 2. Периодические изменения работы выхода электрона трущейся поверхности как параметр усталостного разрушения при трении //Трение и износ. 2001. Т.22. № 5. С. 535 539.
- 7. Жарин А.Л. Метод непрерывного контроля процессов трения // Трение и износ, 1993. т.14. № 3. С. 570-582
- 8. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов. М. Металлургия 1976, с.455

УДК 539.8

ПРИМЕНЕНИЕ ДАТЧИКА КЕЛЬВИНА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

Шипица Н. А., Жарин А. Л., Сарока Д. И., Дмитрович А. А.

Научно - Исследовательский Институт Порошковой Металлургии, Минск, Беларусь shipitsa nik@mail.ru

Метод Кельвина заключается в измерении контактной разности потенциалов, возникающей между измеряемой поверхностью и поверхностью эталонного образца. При этом измеряемый и эталонный образец образуют плоский конденсатор и не контактируют между собой. Величина контактной разности потенциалов будет определяться разностью работ выхода электрона эталонного образца и исследуемого.

$$U = \frac{\Phi_i - \Phi_s}{e}.$$
 (1)

Вследствие высокой чувствительности метод используют в физико-химических исследованиях [1], при исследовании процессов трения [2], а также при изучении деформации и разрушении металлических твердых тел.

Работа выхода электрона Φ – это энергия, которую необходимо затратить для удаления электрона из твердого или жидкого вещества в вакуум. Если электростатический потенциал в вакууме ϕ_0 , в веществе ϕ_I , а E_F – энергия Φ ерми, то работа выхода электрона определяется уравнением [2]:

$$\Phi = (\varphi_i - \varphi_0) - E_F = \Delta \varphi - E_F = 4\pi P_s - E_F .$$
⁽²⁾

Величина $\Delta \phi$ представляет собой разность между электростатическим потенциалом электрона внутри металла и электростатическим потенциалом электрона вне металла в определенной точке; $\Delta \phi$ зависит от состояния поверхности металла и, следовательно, от ее структуры. При этом $\Delta \phi = 4\pi P_s$, где P_s – дипольный момент двойного слоя, приходящийся на единицу площади поверхности. Отсюда следует, что работа выхода зависит как от состояния объема металла E_F , так и от состояния его поверхности P_s . Эта вторая компонента зависит от кристаллографической ориентации поверхности, адсорбированных атомов, наличия на поверхности дефектов, микрошероховатости поверхности и т.д.

В данной работе представлены экспериментальные исследования влияния деформации на изменение работы выхода электрона.

Методика исследований

Исследования проводились при трех схемах нагружения:

а) при одноосном растяжении. Исследование деформации проводилось на испытательной машине типа "Instron". Образец соответствующей формы и размеров устанавливался в испытательную машину. Одна из сторон образца шлифовалась, затем полировалась. У подготовленной поверхности образца устанавливался датчик Кельвина. В процессе рабочего цикла испытательной машины одновременно записывались удлинение образца и работа выхода электрона в зависимости от приложенной нагрузки. Кроме того, после достижения заданной деформации испытания прекращались, образец

снимали с машины и проводили регистрацию распределения работы выхода электрона по поверхности образца.

б) при сжатии. Образцы кубической формы устанавливались в испытательную машину и подвергались сжатию через стеклянную пластинку в течение 30 с. Затем образцы снимались с испытательной машины для регистрации распределения работы выхода электрона по контактирующей поверхности. Определялся также параметр шероховатости контактной поверхности R_a . Описанные выше манипуляции повторялись с постоянно увеличивающейся удельной нагрузкой, что позволяло получить зависимости работы выхода электрона контактной поверхностей, а также R_a контактной поверхности от приложенной удельной нагрузки.

в) **при точечном нагружении**. Образцы устанавливались на столик твердомера Бринелль ТШ -2м, в испытуемый образец вдавливали шарик диаметром 5 мм с нагрузкой 7357H (K=30). После нагружения образцы снимались со столика, и проводилось сканирование исследуемой поверхности и регистрация изменения работы выхода электрона по поверхности.

Все исследования топологии работы выхода электрона при деформации проводились на установке для оценки гомогенности прецизионных поверхностей [4]

Экспериментальные исследования

Типичные результаты по изменению работы выхода электрона при простом одноосном растяжении для некоторых материалов представлены на рис. 1. Из рисунка видно, что до предела пропорциональности, т.е. в области упругих деформаций, работа выхода электрона изменяется незначительно. Наблюдается лишь некоторое увеличение работы выхода электрона с увеличением нагрузки (1 - 1,5 мэВ). Дальнейшая деформация, выше предела пропорциональности, приводит к резкому понижению работы выхода электрона с последующей тенденцией к насыщению (рис. 1).

Следует отметить, что уменьшение работы выхода электрона поверхности при переходе от упругой деформации к пластической наблюдается для всех исследуемых материалов.

Известно, что в области упругих деформаций происходит сдвиг положения уровня Ферми металла за счет дилатации кристаллической решетки, что, в свою очередь, вызывает повышение работы выхода электрона [5,6]. При упругом сжатии или растяжении происходит изменение компактности решетки металла, т.е. изменяется объем кристаллической решетки, а, следовательно, и объем, занимаемый свободными электронами. Это вызывает изменение положения уровня Ферми и, тем самым, вызывает изменение работы выхода электрона [6,7].

Более существенное влияние на работу выхода электрона оказывают дефекты кристаллической решетки металла. Особенно большое влияние на работу выхода электрона оказывают линейные дефекты (краевые и винтовые дислокации). Атомы в окрестностях дислокаций испытывают значительное гидростатическое давление, создаваемое ее полем напряжений. Авторами работы [8] теоретически оценено локальное изменение работы выхода электрона в месте выхода дислокаций на поверхность. Получено, что у ядра дислокаций работа выхода электрона понижена приблизительно на 0,3 эВ. Поэтому интегральное значение работы выхода электрона поверхности может значительно изменяться с изменениями плотности дефектов. При этом задача ее определения сводится к задаче о пятнистом катоде. Такое рассмотрение, проведенное Минцем и Партенским [9], показало, что дислокации могут приводить к уменьшению работы выхода электрона поверхности на 10^{-2} - 10^{-1} эВ.



Рис. 1. Изменение работы выхода электрона при одноосном растяжении

Распределение работы выхода электрона по поверхности образцов при различной степени деформации представлены на рис. 2, 3.

При напряжениях, меньших предела текучести, на всех образцах наблюдается незначительное изменение работы выхода электрона по поверхности (рис. 2, *a*). С увеличением степени деформации на алюминиевых образцах последовательно наблюдалось: формирование обширной области с пониженной работой выхода электрона (рис. 2, δ); ее деление на нескольких областей (рис. 2, ϵ); затем формирование узкой области с пониженной работой выхода электрона в зоне образования шейки (рис. 2, ϵ). На образцах из стали и бронзы изменения топологии работы выхода электрона, в основном, идентичны наблюдаемым на алюминиевых образцах.

Следует подчеркнуть, что и на хрупких материалах также наблюдается изменения топологии работы выхода электрона при одноосном растяжении (рис.3).

В условиях контактной деформации изменение работы выхода электрона аналогично полученному при растяжении (рис. 4). В области упругих деформаций среднее значение работы выхода электрона изменяется незначительно. Увеличением нагрузки выше некоторого предела приводит к резкому понижению работы выхода электрона с последующей тенденцией к насыщению (рис. 4). Уменьшение работы выхода электрона наступает практически одновременно с уменьшением параметра шероховатости R_a . Корреляция изменения шероховатости и усредненной работы выхода электрона показывает, что изменение работы выхода электрона связано с пластической деформацией на контакте.







образцов (СЧ) в характерных точках по диаграмме напряжения деформация.

276

б

Г



Рис. 4. Результаты экспериментов по нагружению шероховатой поверхности гладкой поверхностью контртела

На рис. 5 представлена топология работы выхода электрона контактной поверхности образцов из стали. При небольших нагрузках, до 1 МПа, на поверхности наблюдаются отдельные области с некоторым понижением работы выхода электрона (рис. 5, δ , e). С повышением нагрузки наблюдается увеличение работы выхода электрона, и при давлении 8МПа – уменьшение ее практически на всей площади контактной поверхности (рис.5, e).





Изменение топологии работы выхода электрона после точечного нагружения поверхности приведено на (рис.6). Следует обратить внимание, что на топологии достаточно хорошо наблюдаются эпюры распределения работы выхода электрона, которые вызваны неоднородностью пластической деформации вблизи точечного нагружения. Область изменения работы выхода электрона вблизи отпечатка больше, чем реальный размер отпечатка и представляет собой фигуру сложной формы. На рис. 6 сплошным кругом показан реальный размер отпечатка индентора.



Рис.6. Изменение топологии работы выхода электрона поверхности Ст 45 после точечного нагружения

Таким образом, экспериментальные исследования деформации материалов по изменению работы выхода электрона поверхности показали:

 процессы деформации материалов могут быть проконтролированы по регистрации изменений работы выхода электрона. В области упругих деформаций работа выхода электрона изменяется незначительно; пластическая деформация приводит к резкому понижению работы выхода электрона с последующей тенденцией к насыщению.
 Большей степени деформации соответствует более значительное уменьшение работа выхода электрона;

- топология (распределение) работы выхода электрона по поверхности образцов при деформации имеет сложную зависимость и определяется распределением плотности дефектов. В областях с повышенной плотностью дефектов работа выхода электрона меньше, чем в среднем по поверхности, и наоборот.

Список литературы

- 1. Ибрагимов Х.И., Корольков В.А. Работа выхода электрона в физико-химических исследованиях. М. Интермет Инжинеринг, 2002 с.526
- 2. Жарин А.Л. Метод контактной разности потенциалов и его применение в трибологии. Мн. Бестпринт, 1996. с. 240.
- 3. Вудраф Д., Делчар Т. Современные методы исследования поверхности: М. Мир 1989. с. 564.

- Жарин А.Л., Шипица Н.А., Сарока Д.И. Метод исследование поверхности металлов методом Кельвина // 4-й Белорусский семинар по сканирующей зондовой микроскопии: Сборник докладов. Гомель. 24-25 октября 2000г С. 22-26.
- Генкин В.А., Жарин А.Л., Шипица Н.А., Дмитрович А.Л., Фишбейн Е.И. Экспериментальное определение деформации материалов // В кн.: Механика и физика разрушения хрупких материалов. Киев. 1990 г. с.148-153.
- 6. Минц Р.И., Мелехин В.П., Партенский М.Б. Деформационное изменение работы выхода электрона. //ФТТ. 1974. Т. 16. № 12. С. 3584-3586.
- 7. Андреев А.А., Галаев А.А. Исследование поверхности деформированного молибдена методом измерения работы выхода электрона. //ФХММ. 1970. Т. 6. № 6. С. 19 24.
- 8. Крейг, Радека. Исследование зависимости КРП металлов от механического напряжения методом Кельвина. //Приборы для научных исследований. 1970. № 2. С. 99 105.
- 9. Партенский М.Б. Изменение энергии Ферми металлических кристаллов обусловленная дислокациями. // Физика металлов и металловедение, 1971, т.32, № 3, с.510-514.

УДК 539.8

К ВОПРОСУ ДИНАМИЧЕСКОГО СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ

Андрушевич А. А.¹⁾, Ушеренко С. М.²⁾, Шипица Н. А.³⁾

 ¹⁾ Институт импульсных процессов НАНБ,
 ²⁾ Институт повышения квалификации и переподготовки кадров,
 ³⁾ Институт порошковой металлургии НАНБ, Минск, Беларусь shipitsa_nik@mail.ru

Введение

Процессы импульсного нагружения различных материалов исследовались в течение многих сотен лет. Это было связано, в основном, с использованием этих результатов для военного применения. С 19-го века интенсивно стали развиваться промышленные технологии, обеспечивающие объемное деформирование заготовок различных материалов. В числе прочих изучались процессы объемного деформирования и перестройки структуры за счет энергии различных взрывчатых веществ. Были проведены экспериментальные и теоретические исследования и получены основополагающие зависимости. Однако появление ряда необычных научных результатов в этой области, таких, например, как динамический массоперенос и сверхглубокое проникновение, показало, что с изменением механизмов массопереноса эти зависимости не могут претендовать на всеобщность. Процесс сверхглубокого проникания (СГП) реализуется в условиях коллективного воздействия потока микроударников на преграды и приводит к нарушению известного барьерного ограничения [1]. Так как этот процесс относится к ударным, то в качестве критерия его оценки используется относительная глубина кратерообразования. Известное барьерное ограничение кратерообразования при ударе составляет величину 10 –12 определяющих размеров ударника (калибров). В условиях СГП стабильно регистрируются относительные глубины 10²-10⁴. Такой результат может быть получен при качественном изменении механизма массопереноса. Соответственно, есть все основания предполагать, что существенным образом должен изменяться механизм поглощения энергии удара и структурообразование.

Постановка и проведение экспериментальных исследований

Был выполнен цикл экспериментов по обработке цилиндрических литых заготовок из алюминия и его сплавов с кремнием и цинком. В качестве рабочих схем импульсного нагружения использовались два варианта: схема с обжатием зарядом взрывчатого вещества по цилиндрической поверхности заготовки (время воздействия до 20 мкс) и схема введения порошкового материала в торец заготовок в режиме СГП (время воздействия до 400 мкс). В первом варианте использовали кольцевой заряд взрывчатого вещества из аммонита №6ЖВ массой 2 кг, а во втором – цилиндрический заряд из того же вещества массой 0,2 кг. В качестве метаемого рабочего вещества по схеме с реализацией СГП использовали порошки SiC фракции 50 – 100 мкм. Соответственно энергии, вводимые в материал в первом и во втором варианте, отличались между собой примерно на порядок. Образцы после обработки разрезались в продольном и поперечном направлении, приготавливались шлифы.

Изменение состояния образца, подвергнутого обработке, оценивалось по регистрации распределения работы выхода электрона и твердости по поверхности шлифа.

Распределение работы выхода электрона регистрировалось методом Кельвина, в котором измерения осуществляются по контактной разности потенциалов между исследуемой и стабильной поверхностью эталонного образца [2].

Результаты регистрации топологии работы выхода электрона приведены на рис.1-3, а результаты измерений твердости в алюминии и его сплавах показаны в таблице

| Материал | Состояние | Твердость (на глубине 20-30 мкм) НВ | Предел прочности σ МПа | δ, % |
|----------|-----------|--|---------------------------|------|
| Al-12%Si | Литой | 107 | 250,0 | 3,2 |
| Al-12%Si | После СГП | 136 | 287,0 | 2,5 |
| Al-15%Zn | Литой | 95 | 306,9 | 10,2 |
| Al-15%Zn | После СГП | 95 | 169,2 | 8,3 |

Таблица. Свойства алюминиевых сплавов до и после импульсной обработки.

Обсуждение полученных экспериментальных результатов

Изучение напряженного состояния проводилось на основе анализа топологии работы выхода электрона с поверхности образцов, а также сопоставлением с результатами по замерам твердости. Измерение проводилось путем регистрации изменений контактной разности потенциалов между эталонным образцом и поверхностью (метод Кельвина). Известно, что топология работы выхода электрона существенно зависит от состояния поверхности образца, в частности от плотности дефектов (дислокаций, вакансий, и т.п.) и напряженного состояния. Анализ экспериментальных результатов (см. таблицу, рис.1-3) показывает, что распределение работы выхода электрона с макро шлифов имеет качественные отличия в зависимости от вида обработки. Топология работы выхода электрона поверхности литого образца, который принят в качестве эталонного, является однородной с небольшими флуктуациями, случайно распределенными по поверхности образца (рис.1).



литого образца

Для образцов, подвергнутых обжатию кольцевым зарядом, характерно понижение работы выхода электрона в середине нагруженного образца (рис.2). Это, по-видимому, подтверждает известный факт схождения ударных волн по оси и соответственно возрастание дефектности в этой макро зоне.



Рис. 2 - Топология работы выхода электрона поверхности макрошлифа образца подвергнутого обжатию

Эти результаты качественно отличаются от изображения приведенного на рис. 3. В результате обработки потоком порошковых частиц в центральной части образца наблюдается заметное повышение работы выхода электрона.

В работе [3] в результате исследования процесса СГП, выполненного с использованием нейтронно-активационного анализа, показано, что плотность канальных зон (плотность трековой картины) в центральной части обработанного образца существенно возрастает. Очевидно, что увеличение плотности такого рода дефектов должно было привести к уменьшению работы выхода электрона (аналогично наблюдавшемуся в предыдущем варианте). Однако в эксперименте мы наблюдаем качественно другой результат. Кроме того, при данной обработке характерно появление чередующихся зон структур в продольном направлении с повышенной и пониженной работой выхода электрона. Наблюдаемые зоны вытянуты перпендикулярно к боковой поверхности образца. В работе [4] при исследованиях стальных образцов, обработанных по той же схеме, на боковой поверхности в точках выхода этих необычных структурных зон была зарегистрирована интенсивная засветка пленочных датчиков. Исследования образцов с помощью измерения твердости также позволяет регистрировать необычную структуру (рис.3.). Анализ изменения твердости в результате использования схемы СГП для различных алюминиевых материалов показал, что выбранный порошковый состав имеет существенное значение и, по-видимому, должен выбираться конкретно к каждому составу. Введение потока порошков SiC в алюминиевый сплав с Si позволил повысить твердость обрабатываемой заготовки на процент, а введение того же порошкового состава в сплав с Zn привел к противоположному результату (понижение твердости на процент). Дополнительные эксперименты с введением в сплав с алюминием с Si потока частиц Pb позволил рассмотреть аномальные результаты по травимости материала создаваемых канальных зон. В частности, введение частиц SiC в сплав позволил образовать в канальной зоне материал с травимостью на порядок более высокой по сравнению с исходным материалом.



Рис. 3 - Топология работы выхода электрона поверхности макрошлифа образца обработанного в режиме СГП



Рис. 4 - Структура шлифа образца обработанного частицами SiC



Рис. 5 - Структура шлифа образца обработанного частицами Pb

На рис. 4 показана структура такой канальной зоны. На рис.5 показана аналогичная канальная зона, полученная в результате введения в этот алюминиевый сплав Pb. Травимость этой зоны на порядок ниже, чем у исходного материала. Таким образом, очевидно, что импульсная обработка алюминия и его сплавов в режиме сверхглубокого проникания, в отличие от обычной ударно-волновой обработки, формирует специфическую анизотропную структуру композиционного материала, армированную длинномерными канальными зонами, образованными в результате взаимодействия вводимого и матричного материалов. Выполненное сопоставление размеров зерен алюминиевых сплавов, полученных в результате использования двух рассмотренных вариантов импульсной обработки, показало, что в обоих случаях они одинаковы, т.е. на 30 – 50% меньше, чем у материала до нагружения.

Заключение

В результате исследования алюминия и его сплавов, подвергнутых воздействию импульсных нагрузок по двум различным схемам: обжатия кольцевым зарядом (время нагружения до 20 мкс) и соударения со сгустком порошковых частиц в режиме СГП (время воздействия до 400 мкс), выявлены качественные особенности структурообразования и сделаны следующие основные выводы:

В результате импульсного воздействия по обоим схемам получен одинаковый размер зерен алюминия и его сплавов при разнице в затрачиваемой энергии в 10 раз;

Полученные картины распределения работы выхода электрона по продольному сечению нагружаемого металлического тела качественно отличаются в зависимости от варианта нагружения;

Полученные результаты измерения твердости по сечению образцов показывают соответствие с картиной распределения работы выхода электрона;

В варианте импульсного нагружения (в режиме СГП) кроме измельчения зерен наблюдается также возникновение объемной армировки нагружаемого металлического тела. Это происходит за счет канальных новообразований, центральная часть которых состоит из продуктов взаимодействия вводимого и матричного вещества;

Согласуя введение того или иного вещества в заданный алюминиевый сплав, можно осуществлять как упрочнение, так и разупрочнение материала заготовки, менять уровень электрохимического потенциала, образуемой канальной зоны.

Список литературы

- 1. Ушеренко С.М. Современные представления об эффекте сверхглубокого проникания./Инженерно-физический журнал. 2002. Т. 75, №3. –С183-198.
- Жарин А.Л., Шипица Н.А., Сарока Д.И. Метод исследование поверхности металлов методом Кельвина // 4-й Белорусский семинар по сканирующей зондовой микроскопии: Сборник докладов. Гомель. 24-25 октября 2000 г. С. 22-26.
- 3. Andilevko S.K., Roman O.V., Shilkin V.A. and Usherenko S.M.//J. de Physique 4.Colloque C8. Suppl. au J. de Physique 3. 1994. Vol. 4. Pp. C8-803- C8-807.
- 4. Ушеренко С.М., Гущин В.И., Дыбов О.А. Результаты соударения потока микрочастиц с металлической преградой в режиме сверхглубокого проникания / Химическая физика.2002. Т.21, №9.- С.41 49.

УДК 622.692.4.004.14

ПРОЧНОСТНЫЕ АСПЕКТЫ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЛИНЕЙНОЙ ЧАСТИ МАГИСТРАЛЬНЫХ НЕФТЕПРОВОДОВ ПОСЛЕ СРОКА АММОРТИЗАЦИИ В УСЛОВИЯХ МАКСИМАЛЬНОЙ ЗАГРУЗКИ

Воробьев В. В.

РУП «Гомельтранснефть Дружба», г. Гомель, Беларусь, vladimirVRB@mail.ru

Эффективность и экономическая целесообразность трубопроводного транспорта углеводородородного сырья стран СНГ и России не вызывает в настоящее время никаких сомнений у специалистов. Сложившиеся транспортные направления также могли бы удовлетворять и поставщиков и потребителей ресурсов, но, в силу не экономических и совсем уж не технических причин, транспортная система все же претерпевает некоторые изменения. С началом стабилизации экономической ситуации наметилась тенденция строительства новых направлений транспорта нефти как, например, Балтийская трубопроводная система, построенная в кратчайшие сроки и на высочайшем техническом уровне. Это, однако, ни в коей мере не снижает значимость существующих, а главное, исправно функционирующих нефтепроводов. Особое место среди них занимает нефтепровод «Дружба», который уже 40 лет является стабильным транспортным потоком энергоресурсов в страны Европы. Тем не менее, у специалистов вызывает тревогу возрастной состав этой и подобных ей магистралей, а соответственно и возможность обеспечения их высокой степени надежности [1-3].

Амортизационный ресурс первой очереди нефтепровода «Дружба» (диаметрами 630 и 820 мм) выработан на 100 %, второй очереди (диаметрами 820 и 1020 мм) близок к этой же цифре, но означает ли это, что выработан и технический ресурс системы? Такое мнение относительно подобных трубопроводов существует. Однако анализ эксплуатационных отказов (рис. 1) показывает, что технический ресурс трубопроводов не исчерпан.



Рис. 1. Распределение аварий по годам эксплуатации нефтепровода.

Количество отказов нефтепровода, вызванных различными причинами, даже меньше чем в начальный период эксплуатации. Во многом это связано с проведением внутритрубной диагностики инспекционными снарядами, что позволило практически полностью исключить аварийные ситуации на линейной части по критическим дефектам, но в целом проблема остается. Поскольку, наряду с локальными повреждениями и развитием дефектов труб, длительная эксплуатация ведет и к общей деградации металла всего нефтепровода [4-5].

Основным показателем пропускной способности нефтепровода является величина рабочего давления. Предельные значения рабочего давления на выбросе и минимально допустимые на приеме нефтеперекачивающих станций (НПС) ежегодно переутверждаются и отражаются в технологических картах уставок и защит сигнализации. Проследим динамику изменения рабочего давления по годам эксплуатации в связи с объемами перекачки для нефтепровода Унеча – Мозырь и в сопоставлении с числом отказов (таблица 1, рисунки 1 и 2).

Таблица 1. Изменение давлений в технологических картах уставок защит и сигнализации по нефтепроводу Унеча-Мозырь 1-2

| | Давление на выбросе НС после узла регули- рования, МПа | | | | | | па регу | | | | |
|----------|---|---------|---------------------------|--------------------------|---------------|---------|---------------------------|--------------------------|--|---|--|
| Годы | НПС «Гомель» | | | | НПС «Защебье» | | | e» | | | |
| | испытательное | рабочее | предельно максимальное | аварийно максимальное | испытательное | рабочее | предельно максимальное | аварийно максимальное | Величина изменения давления, МПа | Обоснование из- менений | |
| | | | | | | | Ø 820 | ММ | | | |
| Проект | 6,2 | 5,6 | 5,8 | 6,0 | 6,2 | 5,6 | 5,8 | 6,0 | _ | _ | |
| 1980-89 | 6,2 | 5,1 | 5,3 | 5,5 | 6,2 | 4,9 | 5,1 | 5,3 | «-0,5» (Гомель) «-0,7» (Защебье) | Высокая аварий- | |
| 1990 | 6,2 | 4,5 | 4,7 | 4,9 | 6,2 | 4,0 | 4,2 | 4,4 | «-0,6» (Гомель) «-0,9» (Защебье) | ность | |
| 1991-93 | 5,5 | 4,3 | 4,5 | 4,7 | 5,1 | 4,0 | 4,2 | 4,4 | «-0,2» (Гомель) «0» (Защебье) | Гидроиспытания | |
| 1994-95 | 5,5 | 4,0 | 4,2 | 4,4 | 5,1 | 3,9 | 4,1 | 4,3 | «-0,3» (Гомель) «-0,1» (Защебье) | «с учетом ста- рения трубных сталей». | |
| 1996-03 | 5,7 | 4,3 | 4,5 | 4,7 | 5,9 | 4,0 | 4,2 | 4,4 | «+0,3» (Гомель) «+0,1» (Защебье) | Устранение де- фектов по данным ВТД | |
| Ø 1020мм | | | | | | | | | | | |
| Проект | 5,9 | 5,3 | 5,5 | 5,7 | 6,0 | 5,4 | 5,6 | 5,8 | _ | _ | |
| 1980-89 | 5,9 | 4,9 | 5,1 | 5,3 | 6,0 | 4,8 | 5,0 | 5,2 | «-0,4» (Гомель) «-0,6» (Защебье) | Высокая аварий- | |
| 1990-93 | 5,9 | 4,6 | 4,8 | 5,0 | 6,0 | 3,9 | 4,1 | 4,3 | «-0,3» (Гомель) «-0,9» (Защебье) | ность | |
| 1994-95 | 5,9 | 4,1 | 4,3 | 4,5 | 6,0 | 3,9 | 4,1 | 4,3 | «-0,5» (Гомель) «0» (Защебье) | «с учетом ста- рения трубных сталей». | |
| 1996-03 | 5,9 | 4,6 | 4,8 | 5,0 | 6,0 | 4,0 | 4,2 | 4,4 | «+0,5» (Гомель) «+0,1» (Защебье) | Устранение де- фектов по данным ВТД | |



Рис. 2. Динамика изменения рабочего давления нефтепровода Унеча-Мозырь 1-2 на НПС «Гомель» (*a*), НПС «Защебье» (*б*) в связи с объемами транспортировки нефти (*в*)

Условно весь период эксплуатации нефтепровода можно разделить на пять периодов. Первый период с момента ввода в эксплуатацию до 1973 г. (ввод в эксплуатацию второй очереди нефтепровода диаметром 1020 мм). Этот период характеризуется ростом объемов транспортировки (~ до 35 млн. т.), высокой средней, но неравномерной аварийностью (есть года с максимальным количеством аварий, а есть и безаварийные) и работой при проектных давлениях.

Во втором периоде (с 1973 по 1979 г.г.) продолжается рост объемов транспортировки нефти за счет постепенной загрузки второй нитки нефтепровода, средняя аварийность высокая, но без резких изменений (на уровне 3 аварий в год), на выбросах НПС поддерживается высокое проектное давление.

Третий период (с 1979 по 1988 г.г.) характеризуется стабильными поставками нефти на уровне 75 млн.т. с достижением максимума в 78,7 млн.т., средняя аварийность упала до 2-3 аварий в год и впервые с начала эксплуатации, как реакция на высокую

аварийность прошлого периода, были снижены давления на выбросе НПС (на 0,5-1,0 МПа).

С начала 1989 г. и по 1993 г. (четвертый период) произошло резкое падение объемов транспортировки нефти с 78 до 42 млн.т., средняя аварийность упала до 1-2 аварий в год, но все аварии произошли в конце периода (1991-1993 г.г.), давление на выбросе НПС изменялось дважды и снизилось еще 0,5-1,0 МПа.

Начиная с 1994 г, по настоящее время и, согласно, «Энергетической стратегии России на период до 2020 г.», налицо устойчивая тенденция роста объемов добываемой в Российской федерации и перекачиваемой по нефтепроводу «Дружба» нефти. В 2003 г. достигнут объем транспортировки в 74 млн.т. Применение ВТД позволило сократить среднюю аварийность до одной аварии в год. Рабочее давление в 1994 г. было еще снижено на 0,1-0,5 МПа, но после устранения критических дефектов восстановлено до уровня 70-85 % от проектного.

Достижение максимальных объемов перекачки при давлениях, отличных от проектных, главным образом, достигнуто за счет минимизации технологических простоев нефтепровода, тогда как в 70-80-е годы оно достигалось за счет высоких давлений.

Анализ эксплуатационных отказов показал, что 80 % всех аварийных ситуаций связано с разрушением труб по продольным сварным соединениям, 10-15 % по механическим повреждениям. Разрушения труб линейной части по поперечным сварным соединениям, по основному металлу, по коррозионным повреждениям, по ремонтным конструкциям (заплаты) и др. носят единичный характер.

Заметим, что большинство разрушений труб по сварным продольным соединениям произошло за первые десять лет эксплуатации нефтепроводов, в течение следующих 10 лет их количество заметно снизилось, а после 1984 года, случались лишь единичные отказы по этой причине. Характеристика типичного эксплуатационного отказа: разрыв трубы по зоне сплавления сварного продольного шва и основного металла, длиной до 3,5 м и максимальным раскрытием трещины до 250 мм.

В актах расследования подобных аварий среди причин практически всегда указывается, что разрушение произошло при установившемся постоянном давлении от 4,0 до 6,0 МПа. Отмечается, что «аварии способствовала также тяжелая работа нефтепровода в предшествующий период эксплуатации, когда в трубопроводе при переходных процессах возникали сверхдопустимые давления». Устройств защиты нефтепровода от превышения давления при переходных процессах проектом не предусмотрено.

Внутреннее давление в 4,0–6,0 МПа соответствует напряжениям в металле труб порядка 150-230 МПа. С учетом допуска на толщину труб при изготовлении (10 %), коэффициентом концентрации напряжений продольного сварного соединения (1,25-1,5), а также присутствия в некоторых случаях дефектов, напряжения в месте разрушения достигали и превышали предел текучести металла 350-360 МПа. Более хрупкая структура зоны сплавления сварного соединения по сравнению с основным металлом способствовала зарождению трещины, росту ее до критических размеров и последующему разрушению.

В исследованиях характеристик основного металла и сварных соединений разрушенных отрезков труб Института им. Патона (г. Киев) в 70-80 г.г. и более поздних исследованиях Физико-технического института (г. Минск) отмечена низкая сопротивляемость металла сварных швов разрушению, нередко инициированная присутствием дефектов сварки (пор, несплавлений, непроваров и т.д.) или несоответствием монтажной сборки под сварку (смещение кромок, ширина швов и др.), а также охрупчиванием материала труб и низкими пластическими свойствами. Указывалось также, что проведенных стандартных исследований не всегда достаточно для установления причин разрушений.
Таким образом, главными причинами разрушений труб линейной части нефтепроводов по продольному шву стали низкие пластические и прочностные свойства, а также дефектность сварных соединений труб из стали марки 18Г2А на отдельных участках нефтепровода в условиях высоких рабочих давлений с параметрами, нередко превышающими допустимые.

Выводы эти были очевидны практически после нескольких лет эксплуатации, однако пойти на снижение рабочего давления, что сразу сказалось бы на объемах перекачки ввиду различных причин, было невозможно.

Следовательно, большинства аварий в начальных период эксплуатации нефтепровода по причине разрушения сварных продольных разрушений можно было избежать, снизив рабочее давление на выбросе НПС до 4,0-4,5 МПа, что и было сделано в 1980 г. А чтобы не упали объемы перекачки нефти по нефтепроводу Мозырь-Брест, было начато строительство лупингов диаметром 720 мм на напорных участках ЛПДС «Мозырь», НПС «Туров», «Пинск» и «Кобрин».

В зависимости от режима работы нефтепровода уровня рабочего давления, в качестве предельного состояния линейной части может быть принято как разрушение труб, так и достижение других недопустимых повреждений, например, образование течи, уменьшение толщины стенки, критическое количество дефектов и др.

Если отказ наступает вследствие мгновенного разрушения, то предельным считается такое состояние, при котором нагрузка становится равной разрушающей силе, соответствующей исчерпанию несущей способности конструкции. Если отказ наступает как следствие накопления необратимых повреждений, каждое из которых в отдельности неопасно, то такой механизм описывается моделью усталостного разрушения.

Рассмотрим критерии предельного состояния до разрушения труб линейной части нефтепровода, когда внутреннее давление рассматривается соответственно как

(1) статическая нагрузка;

(2) циклическая нагрузка при числе циклов изменения давления $10^3 < N < 5 \times 10^4$ (малоцикловая усталость);

(3) циклическая нагрузка при $5 \times 10^4 < N < 10^6$ (многоцикловая усталость);

(4) циклическое коррозионно-эрозионное нагружение.

Рассмотрим подробнее каждый из критериев.

Критерий предельного состояния при статическом нагружении труб внутренним давлением до разрыва является общепринятым и закреплен СНиП [6]. Для симметричной цилиндрической оболочки он записывается в виде

$$\sigma_{o\kappa p} = \frac{P \cdot \left(R - h / 2\right)}{h} \le \left[\sigma\right],\tag{1}$$

где σ_{okp} – окружные (тангенциальные) напряжения в стенке трубопровода; *P* – рабочее давление; *R*–*h*/2 – радиус серединной поверхности оболочки; *h* – толщина стенки трубы; [σ] – допускаемые напряжения.

Условием разрушения для труб при статическом нагружении считается достижение напряжений $\sigma_{o\kappa p}$ уровня предела прочности σ_{B} или деформаций є критического значения ε_{κ} .

Критерий предельного состояния при малоцикловом нагружении линейной части в условиях упругопластического деформирования стенки трубы лимитирует количество циклов нагружения до разрушения *N*:

$$N = N_3 + N_p \le [N], \tag{2}$$

где N_3 , N_p – количество циклов нагружения на стадиях, соответственно, до зарождения и стабильного роста трещины; [N] – допускаемое количество циклов.

Количество циклов нагружения на стадии зарождения трещины *N*₃, определяется из уравнения Коффина-Менсона:

$$N_{3} = \left[1 / 4 \ln(1 - \Psi)(\varepsilon_{a} - \sigma_{-1} / E)\right]^{1/m},$$
(3)

где ψ – относительное поперечное сужение; ε_a – амплитуда циклических упругопластических деформаций; σ_{-1} – предел выносливости; *E* – модуль упругости; *m* – параметр;

На стадии стабильного роста трещины количество циклов нагружения *N_p* определяется из уравнения Пэриса – Махутова и записывается в виде:

$$N_p = \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{C_e(\Delta K_{Ie})}$$
(4)

где K_{le} – коэффициент интенсивности деформаций; C_e – параметр; a_0 – исходная глубина трещины; a_c – критическая глубина трещины.

Критерий предельного состояния при многоцикловом нагружении. В работе [7] впервые установлено, что металл труб линейной части нефтепровода работает в области многоцикловой усталости. Тогда, согласно энергетической теории [8], критерий предельного состояния ω_Σ имеет вид

$$\omega_{\Sigma} = \left(\alpha_T T + \alpha_{\sigma} \sigma^2\right) R_{\sigma/T} = 1, \qquad (5)$$

где T – термодинамическая нагрузка; σ – циклические напряжения; $\alpha_T \alpha_\sigma$ – коэффициенты, выделяющие из полной термодинамической и механической энергий их эффективные части; R – коэффициент взаимодействия составляющих эффективной энергии, учитывающий процессы залечивания повреждений.

В условиях циклического нагружения критерий (5) считают справедливым при $\sigma = \sigma_{-1}$, где σ_{-1} – предел выносливости.

Критерий предельного состояния при комплексном износоусталостном повреждении учитывает цикличность нагружения внутренним давлением в условиях коррозионных и/или эрозионных повреждений, выражается пределом коррозионноэрозионной усталости трубной стали σ_{-1ch} и записывается в виде [9]:

$$\sigma_{-1ch} = \sigma_{-1} \left[b_{\sigma} \left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}} \right)^{m_{\nu(\sigma)}} \right]^{1/2} \le \sigma_{\lim}, \qquad (6)$$

где v_{ch} и $v_{ch(\sigma)}$ – скорости коррозии металла в нефти, соответственно, без и под напряжением; b_t – коэффициент, учитывающий процессы коррозионной эрозии; σ_{lim} – предел выносливости стали в максимально повреждающих условиях.

Критерий (1) используют для оценки статической прочности, т.е. разрушения нефтепровода в начальный период работы эксплуатации.

С помощью (2) возможна оценка долговечности по критерию разрушения трубопровода в условиях малоциклового нагружения, реализуемого за период в 10-30 лет эксплуатации. Критерий (5) применим для оценки поврежденности и предельного состояния при многоцикловой усталости, характерном для нефтепроводов эксплуатируемых свыше 30 лет, когда аварийные ситуации на линейной части возникают по механизму усталостного разрушения.

Критерий (6) имеет широкую область применения. С его помощью возможно прогнозировать долговечность линейной части с учетом комплексного (износоусталостного) повреждения, которое обусловленного всеми основными повреждающими факторами (внутренне давление, коррозия, эрозионное и температурное воздействие).

Проведение НИОКР совместно с рядом научно-исследовательских организаций и учебных учреждений по анализу нагруженности [4] и определению технического состояния линейной части нефтепроводов «Дружба» на белорусском участке, посредством исследования характеристик сопротивления усталостному разрушению труб [5] позволяет сделать следующие заключения.

1. Длительная эксплуатация (30-40 лет) нефтепроводов приводит к незначительному увеличению прочностных свойств (5-15 %) и существенному снижению пластических характеристик (15-30 %) металла труб. Изменение структуры трубных сталей (деформационное старение) при этом незначительно и состоит в перераспределении атомов углерода и азота в феррите, накоплении необратимых микропластических деформаций и распаде цементита.

2. Изменение механических свойств протекает преимущественно за счет деградации внутренней поверхности трубы, тогда как поврежденность наружной поверхности основного металла относительно невелика, а в зоне сварных соединений и вовсе не обнаруживается.

3. Сопротивление усталости труб линейной части нефтепровода, характеризуемое пределом выносливости, в результате длительной эксплуатации в зоне основного металла снижается на 15 %, в зоне сварного соединения на 10 % [4].

Таким образом, снижение рабочих свойств труб нефтепровода с наработкой в 35 лет составляет 15 %, что, по нашему мнению, реально отражает состояние длительно эксплуатируемых трубопроводов.

Современные технологии и наличие параллельных ниток позволяют частично восстанавливать и поддерживать прочностную надежность линейной части нефтепровода на достаточно долгий период [10] и, практически, без снижения пропускной способности. Периодическое проведение аттестации участка нефтепровода на основании данных внутритрубной диагностики, анализа проектной документации, режимов нагружения и т.д. является своего рода инвентаризацией рабочих свойств линейной части. В литературе имеются сведения о возможном сроке эксплуатации трубопровода до 80 или даже 100 лет [11].

Список литературы

- 1. Бородавкин П.П. Что делать нам, трубопроводчикам // Сооружение и ремонт газонефтепроводов и газонефтехранилищ: Сб. науч.тр./ Редкол.: А.Г.Гумеров и др. Уфа: Изд-во УГНТУ,- 2002. -С 3-4.
- 2. Иванцов О.М. Концептуальные проблемы и задачи надежности и безопасности трубопроводного транспорта и пути их решения в рамках МГНТП «Высоконадежный трубопроводный транспорт» // Трубопроводный транспорт нефти.-1999.-№ 11.-С. 15-17.
- Гумеров А.Г. Фундаментальные и прикладные задачи транспорта углеводородов // Сооружение, ремонт и диагностика трубопроводов: Сб. науч.тр. УГНТУ. М.: «Недра-Бизнесцентр», 2003. – С. 32-34.
- 4. Воробьев В. В. Особенности эксплуатационной нагруженности и повреждения линейных участков нефтепровода. Автореф. дис...канд. техн. наук: 01.02.06 / БелГУТ. Гомель, 2002.–20 с.

- 5. Статистическая оценка деградации свойств материала нефтепровода / Сосновский Л. А., Махутов Н.А., Бордовский А.М., Воробьев В.В. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. Т. 69.-№ 11.-2003.- С. 40-49.
- СНИП 2. 05.06 85. Магистральные нефтепроводы / Госстрой СССР. М.: ЦИТП Госстроя СССР, 1985. - 52 с.
- Бордовский А. М., Воробьев В. В. Анализ случайного процесса нагруженности нефтепровода / Материалы II Белорусского конгресса по прикладной и теоретической механике «Механика –99», 28-30 июня 1999 г. Минск, 1999. С. 271–273.
- Сосновский Л.А. Основы трибофатики: Учебное пособие для студентов технических высших учебных заведений. Ч.І. Гомель: БелГУТ, 2003. – 246 с. Ч.П. Гомель: БелГУТ, 2003. – 235 с.
- Воробьев В.В. Критерии поврежденности линейных участков нефтепроводов // Надежность и безопасность магистрального трубопроводного транспорта: Тезисы докладов IV Междунар. науч.-техн. конф. – Новополоцк: УО «ПГУ», 2003. – С. 22-24.
- А. М. Бордовский. Восстановление и поддержание сопротивления усталости линейных участков нефтепровода / Тр. 4-го Международного симпозиума по Трибофатике (ISTF 4), 23– 27 сентября 2002 г., Тернополь (Украина) / Отв. Ред. В.Т. Трощенко – Тернополь: ТГТУ имени Ивана Пулюя, 2002. Т. 1 – С. 410-414.
- 11. Оценка пригодности трубопроводов с коррозионными повреждениями. // Трубопроводный транспорт нефти. 2000. № 4. С. 42-43.

УДК 621.791: 621.642.02

ВЫСОКОПРОЧНЫЙ БАЛЛОН ДЛЯ ХРАНЕНИЯ И ТРАНСПОРТИРОВАНИЯ ВОДОРОДА

Чертов В. М.¹⁾, Глезер А. М.²⁾, Татарников О. В³⁾, Сарбаев Б. С.³⁾

¹⁾ Донецкий инженерно-физический центр, Москва, Россия, <u>chertovv@mail.ru</u> ²⁾ ЦНИИЧМ им.И.П.Бардина, Москва, Россия

³⁾ МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия

В ряде городов Европы проходят натурные испытания автобусов фирмы Даймлер-Крайслер на твердополимерных топливных элементах. В них используется энергия водорода, запасенного в баллонах под давлением 35 МПа. При скорости порядка 80 км в час приходится менять все 6 баллонов уже через 250 км пробега [1,2]. Приведем характеристики другого устройства, шар-баллона, для хранения водорода под давлением 40 МПа. При полезном объеме 200 л запас водорода равен 5 кг, наружный диаметр шара порядка 880 мм; толщина стенок при использовании углепластика, армированного углеродным волокном, переменная, от 25 до 41 мм, при двойном запасе прочности; лейнер изготовлен из алюминия; масса достигает 75 кг. Таким образом, относительная масса равна 15 кг на 1 кг водорода, т.е. массовое содержание водорода не превышает 7%. Относительная масса баллона емкостью 3 л, изготовленного по аналогичной схеме и рассчитанного на давление 30 МПа, равно 23 кг / кг H₂ при коэффициенте запаса Заметим, что применение таких баллонов на транспрочности, равном только 1,42. портных средствах становится экономически выгодным при массовом содержании водорода не менее 5 %. Между тем увеличение давления в баллонах хотя бы до 50 МПа существенно повысит энергоемкость баллонов и пробег между заправками [3]. Такое изменение должно сопровождаться сохранением полной безопасности при эксплуатации баллонов без чрезмерного увеличения их эргономических характеристик. В России пока не созданы подобные емкости для хранения водорода. Наиболее значительное

достижение российских разработчиков – это совместная постройка РКК «Энергия», АвтоВАЗом и Уральским электрохимическим комбинатом автомобиля «Антэл-2», снабженного батареей щелочных топливных элементов от челнока «Буран» и тремя 30-литровыми водородными баллонами под давлением 40 МПа. Без дозаправки этот автомобиль проезжает 350 км [4].

Нами разработаны конструкция и технология изготовления высокопрочного баллона для хранения и транспортирования водорода под давлением 70 МПа. Такой баллон содержит гораздо больше водорода и способствует ускоренной коммерциализации экологически чистого транспорта. Основными частями баллона являются: стальной лейнер, служащий оправкой при намотке композитной силовой оболочки и обеспечивающий герметичность емкости; силовая оболочка из углепластика; вентиль; предохранительный клапан; внутренний регулятор на давление 10 МПа.

Силовая композитная оболочка рассматривается как альтернатива металлическим баллонам высокого давления [3], обеспечивающая снижение массы бака, а также по соображениям безопасности. Процесс разрушения композитной оболочки не сопровождается взрывными эффектами, как в случае металлического баллона.

Для изготовления лейнера выбрана аустенитная нержавеющая сталь типа 10Х14Г14НТ, способная в процессе низкотемпературной деформации (вытяжки) повысить прочность в 2,5 раза. Кроме того, эта сталь с пониженным содержанием хрома более пригодна для нанесения барьерного антиводородного покрытия, чем другие марки нержавеющей стали, и хорошо сваривается. [6,7].

При расчетах и разработке технологии изготовления лейнера использованы известные источники [8,9], но при этом внесены поправки, учитывающие предъявляемые требования и особенности технологии: увеличена толщина частей лейнера на стыках под электронно - лучевую сварку; предусмотрен прогрев в вакууме частей и самого лейнера после нанесения покрытия и после сварки узлов и всего баллона, причем по унифицированному режиму, с учетом инкубационного периода; рекомендована нестандартная технология химического никелирования [10,11]; применено трехслойное барьерное покрытие, состоящее из тонкого подслоя электрохимического никеля, толстого беспористого слоя химического никеля и тонкого слоя иммерсионного золота, с промежуточным обезводороживанием [12].При этом учтены данные по разработке двухслойных барьерных покрытий, состоящих из плотного (беспористого) никелевого подслоя и. слоя благородного металла, с особыми «антиводородными» свойствами, приведенные в работах [13,14].

Технологический процесс изготовления лейнера начинается с горячей раскатки трубной заготовки выбранной нержавеющей стали. Промежуточной операцией является закалка горячекатаной трубы- заготовки в воде с получением чисто аустенитной структуры и временного сопротивления разрыву порядка 550 МПа После холодной раскатки получаются заданные размеры трубы под последующую вытяжку. Предварительно определена та степень холодной деформации, при которой происходит двойникование- образование мартенсита. Результатом основной операции- ротационной вытяжки является получение цилиндрической части лейнера с утолщениями на стыках под сварку (см. рис.). Микроструктура стали после такой обработки- двойниковый мартенсит с повышенным до 1500 МПа уровнем прочности. Днище сферической формы, также с утолщением на торце, получается при холодной штамповке листовых заготовок. Другое- сборное- днище получается в результате штамповки двух фланцев и электронно-лучевой сварки фланцев и вентиля, с промежуточным отпуском. Оно приваривается к цилиндру, и вся сборка также отпускается для снятия чрезмерных сварочных напряжений. Учтено, что напряжения в кольцевых швах вдвое меньше напряжений, возникающих в продольных швах. Следующий этап – нанесение внутреннего барьерного покрытия на две сборки. Сначала на них наносится стандартное электрохимиче-

ское никелевое покрытие, обеспечивающее адгезию покрытия и основы. После завершения никелирования сборка и днище переносятся в вакуумную печь и прогреваются для обезводороживания . Следующая операция – нанесение на большую сборку внутреннего плотного химического никелевого покрытия из стандартного раствора, в котором дополнительно растворена специальная добавка. При соответствующем подборе состава раствора получается аморфное покрытие сплавом никель-фосфор. После окончания процесса обезводороживание повторяется. На никелевый подслой из раствора химически наносится тонкий слой иммерсионного золота с последующим прогревом. Теперь очередь сварки второго днища с основной сборкой и отпуска. Так как последний кольцевой шов, имеющий аустенитно-мартенситную структуру, не защищен барьерным покрытием, химические никелевое и золотое покрытия наносятся изнутри последовательно на участок баллона длиной порядка 200 мм от торца. При этом повторяются операции отпуска после сварки и прогрева в процессе нанесения сложного покрытия. Применением унифицированного режима отпуска- прогрева при 550-570К сохраняются высокие прочностные характеристики материала баллона и предотвращается его водородная деградация. В результате такой комбинированной обработки обеспечиваются достаточная прочность и герметичность лейнера, и он подготовлен к намотке силовой композитной оболочки.



Рис. Лейнер к баллону для хранения водорода при 70 МПа. 1 – цилиндр толщиной 1 мм с буртиками толщиной 3 мм; 2 – составное днище; 3 – сферическое днище; 4 – фланец с вентилем; 5,6,7 – сварные швы.

Выполнен проектный расчет баллона с металлическим лейнером, изготовленным указанным способом, и силовой оболочкой из углепластика. Предположено, что металлический лейнер полностью обматывается волокнистым композитом. При этом использована известная методика [15]: баллон рассматривается как многослойная безмоментная оболочка, изготовленная намоткой волокнистого композита, свойства которого описываются нитяной моделью. Заданы следующие характеристики баллона и применяемых материалов:

- радиус цилиндрической части 150 мм,
- длина цилиндрической части 810 мм,
- радиус полюсного отверстия 15 мм,
- толщина металлического лейнера, в среднем, 1,5 мм,
- предел прочности монослоя из углепластика при растяжении вдоль волокон 1200МПа,
- плотность углепластика 1500 кг/м³,
- предел прочности материала лейнера 1500 МПа,
- плотность материала лейнера 7800 кг/м³,
- эксплуатационное давление 70 МПа
- коэффициент запаса прочности 2,6.

Геометрическая форма днища, углы намотки и ее толщина на цилиндрической части и на днище, структура пакета многослойного композита на цилиндрической части рассчитываются из условия равнопрочности. При этом масса конструкции будет

минимальной. Отметим, что для такой конструкции форма днища отличается от сферической.

В результате расчета получены следующие параметры баллона:

- суммарная толщина цилиндрической части, включающая толщину лейнера, спиральных и кольцевых слоев, равна 0,032 м,
- суммарная масса силовой оболочки 43,6 кг,
- масса металлического лейнера 8,8 кг,
- масса баллона, без учета массы штуцера и запорно-предохранительной арматуры, 52 кг,
- полная длина баллона 1,03 м,
- ориентировочная масса заправленного водорода при нормальных условиях 4,4 кг.
- массовое отношение, кг массы на кг водорода, 12.
- массовое содержание водорода 8 %

Таким образом, в результате подбора соответствующей силовой оболочки и стального лейнера и технологии их изготовления, обеспечиваются вполне приемлемые характеристики высокопрочного баллона для хранения и транспортирования водорода при давлении порядка 70 МПа, не уступающие характеристикам баллонов, разработанных канадской фирмой Квантум [5].

Список литературы

- 1. 1.Д. Дж.Холт. Транспортные средства на топливных элементах // Copyright 2001 SAE International ISBN 0-7680-0836-0. Пер. с англ. С.40.
- 2. 2.Т.Гертиг О некоторых актуальных тенденциях... // Альтернативная энергетика и экология. 2004.1. 32-35.
- 3. 3.А.С.Коротеев, В.В.Миронов, В.А.Смоляров. Перспективы использования водорода в транспортных средствах // Альтернативная энергетика и экология.2004.1.5-13
- 4. В.В.Воронцов, В.А.Никитин, Б.А.Соколов, С.А.Худяков. Энергетические установки с топливными элементами для транспортных средств // Тр. 4-й Межд. конф. «Водородная обработка материалов». Донецк.: ДонНТУ. 2004. С.19-24.
- 5. 5.Емкость для хранения водорода // Вестник водородной экономики и экологии. 2004.1.43
- 6. Уваров А.И., Терещенко Н.А. Деформационное двойникование- эффективный механизм упрочнения аустенитных сталей // Тез. докл. XVII Уральской школы металловедов- термистов. Киров.: ВятГУ. 2004. С.53-54.
- 7. 7.Коррозионностойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы. Справ. изд../ .А.П.Шлямнев и др. М.: Интермет Инжиниринг. 2000. С.59-61.
- 8. 8..В.И.Трегубов. Перспективные технологии изготовления цилиндрических изделий ротационной вытяжкой // Заготовительные производства в машиностроении.2004.2.25-27.
- 9. 9.Бровман М.Я., Паученков К.Ф. Конструктивные особенности сварных металлических баллонов // Технология машиностроения.2004.3.27-30.
- 10. 10.Белоглазов В.И., Карелин А.В. Продление работоспособности раствора химического никелирования // Мат. сем. «Гальваника и обработка поверхности».М.:РХТУ. 2000.С.45
- 11. 11. Скопинцев Д.В., Дмитревский А.Л., Клинский Г.Л. Высокопроизводительный процесс химического никелирования // Тез. докл. Межд. конф. «Электрохимия, гальванотехника и обработка поверхности». М.: РХТУ.2001. С.104.
- 12. 12.Чертов В.М. Покрытия драгоценными металлами для частей водородного тракта электромобиля // Сб. тез. II Межд. симп. «Безопасность и экономика водородного транспорта». Саров.: НТЦ «ТАТА».2003.С.55.
- 13. В.И.Ткачев, В.И.Холодный, И.Н.Левина. Работоспособность сталей и сплавов в среде водорода. Львов.: Вертикаль. 1999. С 194-205.
- 14. О.Н.Железняк, Б.М.Громыко, В.М.Зайцев. Структурные изменения в гранулированном жаропрочном сплаве ЭП741НП под воздействием водорода // МиТОМ. 2003. 6. 23-25.
- 15. Образцов И.Ф., Васильев В.В., Бунаков В.А. Оптимальное армирование оболочек вращения из композиционных материалов. М.: Машиностроение. 1977. 144 с.

УДК 539.3

О КОНФИГУРАЦИИ ЗОН ЛОКАЛИЗОВАННОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МАТЕРИАЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ

Деревягина Л. С., Стрелкова И. Л., Дураков В. Г., Донская Т. А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, strela@ispms.tsc.ru

АННОТАЦИЯ

Исследованы механические свойства и влияние профиля границы раздела «покрытие-подложка» на развитие деформации и разрушения композиции «Ст3 – упрочняющее покрытие ПГ-10Н-01» при растяжении. Количественная аттестация напряженно-деформированного состояния в зоне трещины проводится с помощью оптикотелевизионного измерительного комплекса TOMSC. В исследуемой композиции выявлена природа концентраторов напряжений, инициирующих локализованный характер ее пластического течения.

введение

В последние годы проведены обширные экспериментальные [1-12] и теоретические [13-17] исследования процессов пластической деформации и разрушения материалов с покрытиями. Используемые технологические способы обработки поверхности разнообразны: азотирование, борирование, электронно-лучевая наплавка, ультразвуковая обработка и др. Проанализировано влияние геометрических, микроструктурных, фазовых, морфологических, технологических факторов на характер развития пластического течения и разрушения. Основной фактор, влияющий на развитие неоднородной пластической деформации: зарождение трещин в покрытии. Вызванное этим усложнение напряженного состояния, инициирует в окрестности одной из трещин формирование шейки и разрушение композиции. Однако, прогнозировать деформационное поведение новой композиции не удается, т.к. на процесс пластического течения влияет много факторов.

В работе [2] исследовали особенности характера пластической деформации композиции "Ст3 – покрытие ПГ-10Н-01" с плоской внутренней границей раздела. Показано, что за счет несовместности деформаций материалов основы и покрытия на внутренней границе раздела композиции возникают мезоконцентраторы напряжений, которые генерируют трещины в покрытии и мезополосы в подложке по сопряженным направлениям τ_{max} . Была выявлена особая роль фронта Людерса, заключающаяся в том, что при его прохождении накапливается изгибающий момент, предопределяющий место возникновения каждой новой трещины.

Цель настоящей работы – всесторонне исследовать механические свойства и развитие локализованного пластического течения при активном одноосном растяжении композиции «Ст3-покрытие ПГ-10Н-01», в которой внутренняя граница не плоская. В ходе исследования необходимо было решить следующие задачи:

 исследовать закономерности развития зон повышенной пластичности при растяжении материала с покрытием и не плоской границей раздела;

- с помощью оптико-телевизионного измерительного комплекса TOMSC в пластической области деформаций аттестовать локальное напряженно-деформированное состояние образца в зонах повышенной пластичности;
- сопоставить количественно аттестованное напряженно деформированное состояние с конфигурацией зон локализованной пластической деформации;
- рассчитать картину распределения сдвигов в окрестности трещины, используя измеренные локальные деформации, и сравнить ее с построенной по результатам численного моделирования;
- рассмотреть взаимосвязь конфигурации зон локализованного пластического течения с природой концентраторов напряжений на границе раздела «покрытие – подложка».

1. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использованы образцы из стали марки Ст3 с покрытием ПГ-10H-01, нанесенным методом электронно-лучевой порошковой наплавки [18]. В покрытии выявляются частицы двух видов: темные, неправильной формы, и более светлые, часто имеющие гранные формы роста - полые шестигранники. Объемная доля всех частиц, измеренная методом точек, составляет ~ 22%. Размер частиц по высоте наплавки неоднородный. Вблизи границы раздела основы и покрытия наблюдаются мелкие частицы (~10мкм). По мере удаления от границы размер частиц увеличивается (~25мкм). Размер зерен основы d равен ~ 10 мкм.

В работе [19] рентгеновским методом показано, что типичная микроструктура самофлюсующихся сплавов на никелевой основе ПГ-10Н-01 состоит из дендритов γ твердого раствора на основе никеля, эвтектики из боридов никеля и того же твердого раствора, сложной эвтектики на основе тугоплавких боридов и карбидов хрома. Последние имеют форму отдельных или сросшихся попарно продолговатых гексагонов, иногда с внутренней полостью.

В таблице представлены результаты измерений микротвердости исходной структуры исследуемой композиции.

| | микротв | ёрдость Н, | кг/мм ² |
|-------------|----------------------------|------------------------------|--------------------|
| основа | покрытие вблизи границы | покрытие вдали от границы | частицы покрытия |
| 212 ± 2 | 774 ± 21 | 833 ± 24 | 1585 ± 51 |

Таблица. Микротвердость композиции «Ст3-покрытие ПГ-10Н-01»

Деформационное поведение композиции наблюдали на образцах в форме двойной лопатки при растяжении на установке ИМАШ-2078 со скоростью перемещения захватов 9,6 мм/час. Размер образцов 15×3×0.9.

Схема исследуемых образцов приведена на рис. 1. Исследовали образцы двух типов: тип I с наплавленным на широкой лицевой грани образца слоем ($h \sim 0,15$ мм) и тип II с наплавленным на боковой грани слоем ($h \sim 1,5$ мм).



Рис.1. Схемы образцов.

Развитие процессов макропластического течения наблюдали с помощью оптикотелевизионного измерительного комплекса TOMSC. Схема и принцип действия комплекса опубликованы в [20, 21]. На образцах типа I наблюдения вели со стороны узкой боковой, а на образцах типа II – со стороны широкой лицевой грани. Размер исследуемого поля зрения составил (0,8×0,6)мм и (4,9×3,6)мм для образцов типа I и II соответственно. С помощью измерительного комплекса TOMSC получали распределения продольных U_x и поперечных U_y компонент векторов смещения относительно оси растяжения. Затем выявляли изотеты – линии равных смещений $U_x U_y$ и рассчитывали компоненты деформаций вдоль декартовых осей:

$$\varepsilon_{xx} = \frac{\partial U_x}{\partial x}$$
 $\varepsilon_{yy} = \frac{\partial U_y}{\partial y}$ $\tau_{xy} = \frac{\partial U_x}{\partial y} + \frac{\partial U_y}{\partial x}$ (1.1)

По формуле:

$$\varepsilon_{1,2} = \frac{\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy}}{2} \pm \frac{1}{2} \sqrt{(\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy})^2 + \tau_{xy}^2}$$
(1.2)

рассчитывали главные компоненты деформации ε_1 и ε_2 . Третью компоненту ε_3 находили из условия несжимаемости объема твердого тела при пластической деформации: $\varepsilon_1+\varepsilon_2+\varepsilon_3=0$. Компоненты скорости главных деформаций $\dot{\varepsilon}_1, \dot{\varepsilon}_2, \dot{\varepsilon}_3$ находили путем деления соответствующих компонент деформации на время, равное интервалу между сравниваемыми металлографическими картинами. Далее вычисляли величину интенсивности скорости деформации по формуле:

$$\dot{\varepsilon}_{i} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\dot{\varepsilon}_{1} - \dot{\varepsilon}_{2})^{2} + (\dot{\varepsilon}_{2} - \dot{\varepsilon}_{3})^{2} + (\dot{\varepsilon}_{3} - \dot{\varepsilon}_{1})^{2}}$$
(1.3)

строили картину ее распределения в пространстве и проводили анализ напряженнодеформированного состояния образцов. Подробно описание методики расчета изложено в работе [22].

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

2.1. Механические свойства композиций

На рис.2. представлены типичные диаграммы растяжения основы (кривая 1), композиции «основа (Ст3) – покрытие ПГ-10Н-01»: образцы типа I (кривая 2) и типа II (кривая 3), рассчитанные в приближении гомогенной однородности образца. Диаграмма растяжения основы с площадкой текучести, обусловленной неоднородным развитием пластической деформации в образце в виде фронта Людерса (кривая 1), типична для Ст3. Предел текучести, предел прочности, и величина пластичности до момента формирования шейки равны: ~300 МПа, ~550 МПа и ~28% соответственно, что совпадает с соответствующими параметрами для этой стали, имеющимися в литературе.

Качественные и количественные характеристики кривых σ - ϵ у образцов типа I существенно отличаются от таковых для стали Ст.3 (кривая 2). Площадка текучести отсутствует, диаграмма имеет вид параболы с тремя зубцами, появление которых связано с растрескиванием тонкого покрытия. Предел текучести ($\sigma_T \sim 280$ МПа) и пластичность (ϵ =7%) у образца с покрытием значительно ниже, чем у образца без покрытия.





Еще более низкими показателями характеризуется диаграмма нагружения образца типа II. В данном образце (кривая 3) зарождение зоны пластического течения фиксируется уже на стадии квазиупругого нагружения при σ < 250 МПа. При напряжении σ ~250 МПа в образце зарождается и быстро распространяется в направлении, перпендикулярном к оси растяжения, трещина, нарушающая целостность наплавленного слоя. В результате выше предела текучести происходит падение деформирующего напряжения. Деформационное упрочнение ненадолго приостанавливает спад напряжения. При пластической деформации $\varepsilon \sim 5\%$ наступает разрушение композиции.

2.2. Макроскопическая картина развития локализованной пластической деформации в образцах с покрытием

<u>Образцы типа I.</u> Трещины в тонком покрытии возникают при внешнем напряжении $\sigma \sim 250$ МПа. Вследствие возникшей геометрической неоднородности вблизи каждой трещины в материале основы развивается локализованная пластическая деформация. Типичная картина деформационного рельефа вблизи трещины представлена на рис.3, а. Наиболее интенсивно деформационный рельеф проявляется в вершине трещины и в области зоны с типичной «двулепестковой» конфигурацией.



Рис.3. а) – металлографическая картина ($\varepsilon_{nn} \sim 6\%$); поля продольных U_x (б) и поперечных U_y (в) проекций векторов смещений.

На рис.3, δ , ϵ представлены поля продольных U_x и поперечных V_y компонент векторов смещений, характеризующих напряженно-деформированное состояние вблизи трещины при степени макродеформации $\epsilon \sim 6\%$, и соответствующая им экспериментально-рассчетная картина распределения интенсивности скорости деформации (рис.4, a, δ)



Рис.4. Распределение интенсивности скорости деформации $\dot{\varepsilon}_i$ (а) и соответствующие им линии равного уровня (б).

Видно, что наиболее узкие области между изотетами, т.е. области с большими скоростями деформаций, наблюдаются в вершине трещины. Области с максимальной величиной сдвигов, где изотеты U_x параллельны изотетам V_y , находятся симметрично справа и слева относительно трещины. Остальная часть образца вне зоны трещины не деформируется. Это подтверждается отсутствием деформационного рельефа и картиной полей компонент векторов смещений вне зоны локализованной пластической деформации.

По мере роста внешнего напряжения появляются новые трещины, инициируя новые зоны пластичности. В зоне трещин в подложке формируется напряженнодеформированное состояние, качественно подобное тому, что наблюдали в области первой трещины. Окончательное разрушение образца происходит путем развития шейки вблизи трещины, зародившейся последней, при наибольшем напряжении.

<u>Образцы типа II</u>. Совершенно иначе развивается деформация в образце типа II с толстым слоем упрочняющего покрытия. На рис. 5 представлены металлографические картины деформационного рельефа для этих образцов. Первые признаки пластической деформации основы появляются на стадии квазиупругой деформации образца (рис.5, *a*). При этом целостность толстого покрытия сохраняется. Зарождение первичной зоны пластичности происходит в материале основы на границе с покрытием. Зона пластичности формируется в виде полосы, которая спонтанно распространяется поперек образца, затем изменяет траекторию в направлении максимальных касательных напряжений. В данном случае зона пластичности существенно отличается от «двулепестковой» конфигурации зоны пластичности в области трещин у образцов типа I. По мере роста деформации полоса локализованного пластического течения распространяется через все сечение. Вблизи выхода первичной макро полосы на свободную боковую поверхность образца возникает встречная зона пластичности, которая развивается в объе-

ме материала (рис.5, *в*). Деформационный рельеф в остальной части образца при этом напряжении отсутствует. Последующее увеличение внешнего напряжения приводит к развитию на межфазной границе раздела новых зон пластичности, отдаленных от первичного очага. Развитие локализации пластической деформации в отдельных зонах приводит к образованию трещины в покрытии. Это происходит в зоне наименьшей толщины покрытия. Конфигурация зон локализованной пластической деформации вблизи трещины сразу приобретает типичную «двулепестковую» форму (рис.5, г) подобно тому, как это происходит в образцах типа I. Далее происходит формирование шейки и разрушение образца отрывом.



Рис. 5. Деформационный рельеф образца типа II.

3. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Несмотря на высокие прочностные свойства покрытия, механические свойства композиции «сталь Ст3– покрытие ПГ-10Н-01», по сравнению с образцом без покрытия, существенно ниже. Это объясняется наличием концентраторов напряжений, ответственных за крайне локализованное развитие пластической деформации и разрушения. Проанализируем локальное напряженно-деформированное состояние в зонах пластичности.

Образец типа I. В таких образцах первая трещина в покрытии возникает при внешне приложенном напряжении – 250 МПа, что ниже предела текучести основы (σ = 300 МПа). Этим можно объяснить отсутствие пластической деформации в основе до момента возникновения трещины. Причина появления трещины – несовместность упругих деформаций основы и покрытия. Этот результат согласуется как с экспериментальными данными [2], так и с результатами численного эксперимента, проведенного в работе [17].

Вследствие возникновения геометрической неоднородности в виде трещины в покрытии, распределение напряжений в ее зоне становится неоднородным. Конфигурацию формирующейся зоны пластичности определяет конфигурация распределения касательных напряжений в окрестности трещины, имеющая типичную «двулепестковую» форму. Так как при малых пластических деформациях приращения касательных напряжений пропорциональны сдвигам, то с помощью оптико-телевизионного измерительного комплекса можно восстановить картину их распределения на любой стадии пластической деформации. На рис.5 представлена картина распределения величины интенсивности скорости деформации в зоне трещины и картина соответствующих линий равного уровня. Конфигурация зоны локализованного сдвига имеет характерную «двулепестковую» форму с максимальной интенсивностью сдвига в вершине трещины и совпадает с картиной наблюдаемого деформационного рельефа. Конфигурации зоны сдвигов, зон повышенной пластичности, наблюдаемых в эксперименте по интенсивности деформационного рельефа и аналитически рассчитанных для упругой пластины в области надреза – качественно подобны [23]. Картина распределения интенсивности напряжений при распространении трещины в покрытии, полученная в работе [14] численным моделированием, также имеет подобную конфигурацию. По мере увеличения внешнего напряжения из-за большой величины сдвига в области повышенных деформаций происходит упрочнение материала, и деформация образца в ней временно прекращается. Это приводит к возникновению новой трещины в покрытии, вблизи которой формируется своя зона повышенной пластичности «двулепестковой» формы. Характер разрушения такого образца отрывом также определяется напряженнодеформированным состоянием вблизи трещины, зародившейся последней.

Образец типа II. В таких образцах зона пластичности зарождается на границе раздела покрытие-основа до появления первых трещин. В [24] существующие в композиции структурные напряжения, обусловленные различиями свойств основы и покрытия, оцениваются по формуле:

$$\sigma_s = \frac{E_o H^2}{6(1 - \mu_o)\rho h},\tag{3.1}$$

где H – толщина основы; ρ – радиус кривизны основы; μ_o – коэффициент Пуассона основы; E_o – модуль упругости основы; h – толщина покрытия. Несколько иной вид у выражения для оценки σ_S , предложенного Бреннером-Сендероффа [24]:

$$\sigma_{s} = \frac{E_{o}H}{6\rho h} \left[\left(H + \frac{E_{\Pi}}{E_{o}} \right)^{\frac{5}{4}} h \right], \qquad (3.2)$$

где E_{Π} – модуль упругости покрытия. Из этого следует, что локально в местах с малым радиусом кривизны основы напряжения будут больше приложенных. На рис. 5, б приведена металлографическая картина, снятая при большом увеличении того места границы, где зарождается зона повышенной пластической деформации. Видно, что профиль границы основы в этом месте искривлен в сторону покрытия и имеет малый радиус кривизны. Таким образом, область повышенных касательных напряжений с «двулепестковой» конфигурацией расположена со стороны наплавленного покрытия. Зарождается зона пластичности в месте максимальных касательных напряжений на границе раздела покрытие-основа. Очаг пластической деформации развивается в объем мягкой основы в виде полосы и быстро распространяется под действием концентратора напряжений на границе. Компенсация изгиба образца, обусловленного большим, по сравнению с покрытием, растяжением основы за счет прошедшей полосы локализованной деформации, осуществляется путем зарождения на противоположной стороне основы и последующего роста второй, встречной макрополосы (рис. 5, в). По мере роста внешне приложенного напряжения область прошедшей деформации упрочняется и зарождается новая зона пластичности в другом месте вогнутого по отношению к покрытию участка границы. В отличие от образцов типа I трещина в образцах типа II зарождается из-за несовместности пластической деформации основы и упругой деформации наплавленного покрытия. Сразу же после зарождения трещины изменяется характер распределения касательных напряжений около нее и, соответственно, конфигурация сформированных зон пластичности (рис.5, ∂).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Независимо от типа образцов конфигурация зон пластичности под действием концентратора в вершине трещины приобретает типичную «двулепестковую» форму.

2. В материалах с покрытиями концентраторами напряжений, ответственными за возникновение зон пластичности, являются выпуклые в сторону более прочного покрытия участки границы раздела композиции.

Список литературы

- 1. *Панин В.Е., Слосман А.И., Колесова Н.А.* Закономерности пластической деформации и разрушения на мезоуровне поверхностно упрочненных образцов при статическом растяжении // ФММ. – 1996.– Т.82 – Вып.2. – С.129-136.
- 2. Панин С.В., Дураков В.Г., Прибытков Г.А. Мезомеханика пластической деформации и разрушения низкоуглеродистой стали с высокопрочным деформируемым покрытием // Физ. мезомех. – 1998.– Т.1 – № 2. – С.51-58.
- Панин. В.Е., Слосман А.И., Колесова Н.А. О механизмах фрагментации на мезоуровне при пластической деформации поверхностно -упрочненной хромистой стали // ФММ. – 1997.– Т.84 – Вып. 2. – С.130-135.
- 4. Панин С.В., Коваль А.В., Трусова Г.В., Почивалов Ю.И., Сизова О.В. Влияние геометрии и структуры границы раздела на характер развития пластической деформации на мезомасштабном уровне борированных образцов конструкционной стали // Физ. мезомех. – 2000.– Т.3 – № 2. – С.99-115.
- 5. *Антипина Н.А., Панин В.Е., Слосман А.И., Овечкин Б.Б.* Волны переключения макрополос локализованной деформации при растяжении поверхностно упрочненных образцов // Физ. мезомех. 2000.– Т.3 № 3. С.37-43.
- 6. *Клименов В.А., Панин С.В., Безбородов В.П.* Исследование характера деформации на мезомасштабном уровне и разрушения композиции "газотермическое покрытие – основа" при растяжении // Физ. мезомех. – 1999. – Т.2. – № 1-2. – С.141-156.
- 7. *Панин С.В., Кашин О.А., Шаркеев Ю.П.* Изучение процессов пластической деформации на мезомасштабном уровне инструментальной стали поверхностно- упрочненной методом электроискрового легирования // Физ. мезомех. 1999. Т.2 № 4. С.75-85.
- 8. *Панин В.Е., Колубаев А.В., Слосман А.И. и др.* // Износ в парах трения как задача физической мезомеханики // Физ. мезомех. 2000.– Т.3 № 1. С.67-74.
- 9. Легостаева В.Е., Панин С.В., Гриценко Б.П., Шаркеев Ю.П. Исследование процессов пластической деформации на макро-, мезо и микромасштабных уровнях при трении и износе стали 45, поверхностно - упрочненной ионной имплантацией // Физ. мезомех. – 1999.– Т.2 – № 5. – С.79-92.
- 10. Панин С.В., Панин В.Е., Байбулатов Ш.А., Беляев С.А., Дураков В.Г. Изучение пластической деформации на мезо- и макромасштабных уровнях при трении и изнашивании "сталь 20Х13 – упрочняющее композиционное покрытие" // Физ. мезомех. – 2001.– Т.4 – № 4. – C.59-72.
- 11. Витязь П.А., Панин В.Е., Белый А.В., Колубаев А.В. Механика пластической деформации и разрушений поверхностно упрочненных твердых тел в условиях трения // Физ. мезомех. 2002.– Т.5 № 1. С.15-28.
- 12. Витязь П.А., Клименов В.А., Панин С.В., Нехорошков О.Н. и др. Влияние структуры и свойств покрытия и основы на поведение композиции "сталь 40Х13 малоуглеродистая сталь" в условиях деформации сжатием // Физ. мезомех. 2002. Т.5 № 1. С.37-49.
- 13. *Романова В.А.* Моделирование развития пластической деформации с учетом зарождения дефектов на границах раздела // Физ. мезомех. 2000.– Т.3 № 3. С.73-79.
- 14. *Евтушенко Е.П., Макаров П.В., Смолин И.Ю.* Моделирование неоднородной деформации материалов с упрочняющим покрытием // Физ. мезомех. 2000. Т.3 № 3. С.81-85.

- 15. Стефанов Ю.П., Поболь И.Л., Князева А.Г., Гордиенко А.И. Рост трещины вблизи границы раздела разнородных материалов в условиях сжатия // Физ. мезомех. 2002.– Т.5 № 1. С.81-88.
- 16. *Стефанов Ю.П., Смолин И.Ю*. Численное исследование деформации и образования трещин в плоских образцах с покрытиями // Физ. мезомех. – 2001. – Т.4 – № 6. – С.35-43.
- 17. Псахье С.Г., Моисеенко Д.Д., Смолин А.Ю., Шилько Е.В., Дмитриев А.И. Исследование особенностей разрушения хрупких керамических покрытий на основе метода подвижных клеточных автоматов // Физ. мезомех. – 1998.– Т.1 – № 2. – С.95-100.
- 18. Панин В.Е., Дураков В.Г., Прибытков Г.А. и др. Электронно-лучевая наплавка композиционных материалов на основе карбида титана // Физика и химия обработки материалов. – 1997.– № 2. – С.54-58.
- Панин В.Е. Белюк С.И. Дураков В.Г. Прибытков Г.А. Ремпе Н.Г. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий.//Сварочное производство. – 2000 - №2 – С.34-38.
- 20. Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Панин С.В. Сырямкин В.И. Способ неразрушающего контроля механического состояния объектов и устройство для его осуществления. Патент Российской Федерации №22126523. Опубл. Бюллетень изобретений № 5, 20.02.99.
- 20. Syryamkin V.I., Panin S.V. Television-optical technique for materials investigation and diagnostics of state of loaded materials and structure parts. // Вычислительные технологии. 2003 Т8. C.10-25.
- 21. Деревягина Л.С., Панин В.Е., Стрелкова И.Л. Количественные оценки напряженнодеформированного состояния в зоне геометрического концентратора напряжений // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2002.– № 4. – С.43-49.
- 22. Савин Г.Н. Концентрация напряжений около отверстий. М-Л.: Изд-во: техн.-теоз. лит-ры, 1951.-496с.
- 23. Долгов Н.А. Влияние модуля упругости покрытия на работоспособность системы основапокрытие // Проблемы прочности. – 2002.– № 2. – С.66-72.

УДК 655.3

ФРАКТАЛЬНЫЙ ПОДХОД В ИССЛЕДОВАНИИ УПРУГИХ СВОЙСТВ БУМАГИ И ДЕКЕЛЯ

Кулак М. И., Старченко О. П.

БГТУ, г. Минск, Республика Беларусь, kulak_m@yahoo.com

Свойства поверхности бумаги и ее упругость имеют большое практическое значение и во многих случаях определяют возможность и качество воспроизведения тех или иных изображений. Требования к прочности бумаги в большой степени зависят от назначения продукции. При длительном хранении полиграфической продукции в некоторых случаях необходимо обеспечить прочность бумаги. Из физико-механических свойств бумаги имеет большое значение прочность ее поверхностного слоя, т. е. сопротивление ее разрушению при разрыве красочного слоя, характеризуемое «выщипыванием» волокон или же разрушением мелованного слоя бумаги, и прочность на разрыв. Все это крайне затрудняет процесс печати и приводит к резкому снижению производительности печатного оборудования [1].

Перейдем далее к описанию распределения модулей упругости в приповерхностном слое печатной бумаги. С точки зрения теории структур, бумагу, как неупорядоченный материал, можно считать фрактальным кластером размерности D. При построении распределения модулей упругости в таких кластерах будем полагать [2], что скелет бумаги играет роль матрицы, а полости (поры) являются включениями (наполнителем). Упругие характеристики включений в виде пор равны нулю, и в рамках самосогласованного подхода объемный K и сдвиговый G модули бумаги будут определяться следующими соотношениями [3]:

$$K = 4kg(1-n)/(3kn+4g);$$
(1)

$$G = g \left[9k + 8g - 2n \left(7k + 9g \right) \right] / \left[9k + 8g + n \left(k + 2g \right) \right],$$
(2)

где *k* и *g* — объемный и сдвиговый модули материала частиц кластеров; *n* — объемная доля пор.

Особенность самосогласованного подхода состоит в том, что выражения (1) и (2) определяют эффективные свойства системы при условии, что объемная доля включений мала: n < 0,1. Распределение плотности в фрактальных кластерах известно [3]:

$$\rho = \rho_0 \left(r^{D-d} \right), \tag{3}$$

где r — безразмерное текущее расстояние в долях радиуса частиц; ρ — плотность материала частиц кластеров; d = 3 — размерность физического пространства.

Учитывая, что $n = 1 - \rho$, условие малости *n* можно выполнить, используя специальную процедуру. Выделим в кластере в зоне максимума плотности некоторый объем, содержащий малую объемную долю пор *n*. По формулам (1) и (2) определим его эффективные характеристики K_1 и G_1 . Далее увеличиваем размер выбранного объема. Если считать, что материал в этом объеме обладает такими же эффективными характеристиками, как и в меньшем объеме, то по отношению к реальным свойствам материала они будут завышенными — при увеличении объема пористость растет. Поэтому для расчета реальных свойств материала нужно учитывать количество пор, равное разности долей пор для второго n_2 и первого объемов n_1 :

$$\Delta n_2 = n_2 - n_1. \tag{4}$$

Используя (1)—(4), получим следующие выражения для вычисления модулей упругости на *i*+1-м шаге:

$$K_{i+I} = 4K_iG_i(1 - \Delta n_{i+I})/(3K_i\Delta n_i + 4G_i),$$

$$G_{i+I} = G_i[9K_i + 8G_i - 2\Delta n_{i+I}(7K_i + 9G_i)] / / [9K_i + 8G_i + \Delta n_{i+I}(K_i + 2G_i)].$$

Вычисления заканчиваются после исчерпания всего объема кластера радиусом *R*. Результаты вычисления распределения объемных модулей упругости в приповерхностных слоях бумаги различных видов представлены на рис. 1.

Рассмотрим метод описания распределения прочностных свойств в печатной бумаге. Особенность структуры бумаги такова, что в приповерхностном слое плотность минимальна и может быть в несколько раз меньше плотности в центре бумажного листа. Если рассматривать наружные и внутренние слои бумаги как своеобразные предельные состояния ее структуры, то, естественно, возникает проблема переходной области. В этой связи основное требование, которому должна удовлетворять теория прочности, — это возможность учета полного набора структурных состояний или плотностей, присутствующих в объекте описания. Из всех существующих статистических теорий в настоящее время только теория фракталов имеет возможность описывать переходные структурные состояния, что позволяет положить ее в основу метода описания прочности.

Для вычисления распределения прочности в бумаге при любых законах изменения ее плотности используется специальная алгоритмизированная пошаговая процедура [4]. Выделим мысленно в бумаге два лежащих рядом слоя. Характеристики слоя, имеющего более высокую плотность, будем обозначать индексом 1, а слоя с более низкой плотностью — 2. Структура 2 получается из структуры 1 добавлением некоторого количества пор. Если состояния обратить и рассматривать 2 в качестве исходного, то 1 получается из 2 добавлением частиц системы (единиц структуры) в количестве, которое можно определить из выражения (4). В этом случае прочность слоя 1 будет

$$\sigma_1 = \sigma_2 (1 - \Delta n_2 + \Delta n_2 E_t / E_2). \tag{5}$$

Поскольку расчет ведется от состояний с максимумом плотности, в (5) σ_1 известно. Таким образом, прочность слоя 2



$$\sigma_2 = \sigma_1 (1 - \Delta n_2 + \Delta n_2 E_t / E_2). \tag{6}$$

Рис. 1. Распределение объемных модулей упругости для бумаги различных видов: В — бумага АО «Волга»; С —Балахнинского ЦБК; D — цветная бумага Балахнинского ЦБК; Е — офсетная бумага №1; F — Люми Силк; G — Юнион Арт; Н — Юнион Силк; I — Дата Копи; J — картон Малмеро; К — бумага Кондопогского ЦБК; L — Люми Арт.

Для некоторого произвольного слоя *i* (6) преобразуется к виду

$$\sigma_i = \sigma_{i-1} (1 - \Delta n_i + \Delta n_i E_t / E_i).$$
⁽⁷⁾

Пройдя последовательно от центра к поверхности бумаги, получим распределение прочности слоев. Шаг контролируется по закону распределения плотности (3) и выбирается таким, чтобы выполнялось условие малости $\Delta n_i < 0,1$. Законы распределения прочности в исследуемых бумагах, вычисленные по (7), представлены на рис. 2.

На рис. 2 видно, что прочность бумаги определенной группы изменяется в широких пределах. Эта бумага имеет ослабленную прочность приповерхностного слоя. Таким образом, предложенный метод позволяет прогнозировать тесно связанные с качеством оттисков технологические печатные свойства бумаги, в частности, ее склонность к «выщипыванию» волокон. Далее перейдем к исследованию фрактальной неоднородности упругих свойств декеля. В связи с неизбежными погрешностями изготовления и монтажа печатных форм, цилиндров и их опор, а также необходимостью создания давления для осуществления процесса печатания, один из цилиндров печатного аппарата должен иметь эластичную, деформируемую покрышку. Такая покрышка компенсирует названные погрешности, обеспечивая необходимое давление по всей контактной зоне взаимодействия цилиндров.

Для получения меньших суммарных усилий при одном и том же необходимом давлении печати и уменьшения скольжения в печатной зоне и энергоемкости печатного аппарата ширина полосы печатного контакта должна быть возможно меньшей. Зависимость ее от различных параметров печатного аппарата, распределение давления по площади печатного контакта, суммарные нагрузки в аппарате и методы стабилизации условий печатного контакта, обеспечивающие качественную печать, необходимо знать как для правильной эксплуатации печатного аппарата, так и для его расчета при проектировании [5].



Рис. 2. Распределение прочности для бумаги различных видов: В — бумага АО «Волга»; С — Балахнинского ЦБК; D — цветная бумага Балахнинского ЦБК; Е — офсетная бумага №1; F — Люми Силк; G — Юнион Арт; Н — Юнион Силк; I — Дата Копи; J — картон Малмеро; К — бумага Кондопогского ЦБК; L — Люми Арт.

Как известно, различают два принципиально отличных друг от друга метода печатания: 1) краска с печатной формы передается непосредственно на бумагу; 2) краска с печатной формы сначала передается на какую-либо промежуточную поверхность, а с нее — на бумагу. Однако и в первом (высокая, глубокая печать), и во втором (плоская офсетная) способах для печатания используется пара цилиндров, один из которых — жесткий, а второй — обязательно цилиндр с эластичной оболочкой или подложкой. Это требование выдвигается для компенсации неровностей бумаги, а также уменьшения удельного давления, необходимого для получения оттисков. Кроме того, посредством этого могут быть компенсированы неточности формы, так же как и неточности изготовления печатной машины.

Таким образом, в машинах глубокой и высокой печати формный цилиндр является жестким, а печатный цилиндр имеет эластичную подложку. В машинах же офсетной печати между формным и печатным цилиндрами находится офсетный цилиндр, обтянутый резиновым полотном, которое и передает краску с формы на бумагу, прижимаемую жестким печатным цилиндром.

В существующих подходах по изучению распределения давления по ширине полосы контакта, а также изучению ее ширины от диаметров цилиндров и жесткости декеля во внимание принимают только влияние геометрии [5], а такие факторы, как структура печатающих поверхностей и запечатываемого материала, не учитываются.

В данной работе изучение влияния неоднородности структуры поверхностей печатного контакта на распределение давления осуществляется с учетом геометрии печатного контакта. Рассматривается неоднородный характер деформации более эластичного цилиндра.

Печатный аппарат является важнейшим узлом печатной машины, от схемы построения и конструкции которого существенно зависит компоновка узлов всей машины, а также многие технологические параметры. Схема контактной печатной зоны, а именно ширина b полосы печатного контакта, в произвольном поперечном сечении цилиндров в момент их взаимодействия представлена на рис. 3.

Рассмотрим геометрию площадки контакта. Для расчета геометрических параметров площадки воспользуемся тем, что межосевое расстояние O_1O_2 равно

$$O_1 O_2 = R_1 + R_2 - \lambda_{\max},$$
 (8)

где λ_{max} — максимальная деформация декеля.





Аналогично для произвольного сечения у можно записать

$$O_1 O_2 = O_1 F + O_2 C - \lambda_x.$$
(9)

Тогда формула для вычисления деформации в произвольный момент времени примет вид

$$\lambda_x = O_1 F + O_2 C - O_1 O_2 = \sqrt{R_1^2 - y^2} + \sqrt{R_2^2 - y^2} - O_1 O_2.$$
(10)

Приближенную формулу для подкоренного выражения из (10) можно получить разложением исходного выражения в ряд при использовании лишь первых двух членов этого ряда:

Часть II

$$\sqrt{R_i^2 - y^2} \approx R_i - \frac{y^2}{2R_i},\tag{11}$$

где R_i — радиусы жесткого цилиндра и цилиндра с эластичным покрытием; *у* — координата точки *А*.

Так как $y \ll R_i$, то погрешность от такого приближения не превышает 0,1% [5]. Тогда с учетом (11) можно записать:

$$\lambda_{x} \cong R_{1} - \frac{y^{2}}{2R_{1}} + R_{2} - \frac{y^{2}}{2R_{2}} - R_{1} - R_{2} + \lambda_{\max} =$$

$$= \lambda_{\max} - \frac{y^{2}}{2} \left(\frac{1}{R_{1}} + \frac{1}{R_{2}} \right).$$
(12)

С другой стороны

$$O_1 O_2 = \sqrt{R_1^2 - \left(\frac{b}{2}\right)^2} + \sqrt{R_2^2 - \left(\frac{b}{2}\right)^2} \approx R_1 - \frac{b^2}{8R_1} + R_2 - \frac{b^2}{8R_2} =$$

$$= R_1 + R_2 - \frac{b^2}{8} \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2}\right),$$
(13)

где *b* — ширина полосы контакта.

С учетом (8) найдем

$$\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} = \frac{8\lambda_{\max}}{b^2}.$$
 (14)

Подставляя этот результат в выражение для λ_x , найдем закономерность изменения абсолютной деформации декеля по ширине полосы контакта:

$$\lambda_x = \lambda_{\max} \left(1 - \frac{4y^2}{b^2} \right). \tag{15}$$

В дифференциальной форме выражение (15) будет иметь вид

$$d\lambda = -8\lambda_{\max} \frac{y}{b^2} dy.$$
(16)

Формула для вычисления зависимости напряжения от деформации, выведенная в [6], имеет вид

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{1}{\lambda_0} \int_{\lambda_0}^{\lambda} E(\lambda) d\lambda, \qquad (17)$$

где $E(\lambda)$ — модуль упругости.

Формула (17) позволяет найти закон распределения напряжений в приповерхностных слоях листа бумаги. Зависимость напряжения от деформации для бумаги различных видов имеет нелинейный характер, что обусловлено сильной неоднородностью модулей упругости [7, 8]. Формула (17) справедлива для однослойного материала, когда модуль упругости зависит от глубины вдавливания прямолинейного (в сечении) штампа. Реально такая ситуация может встретиться, когда декель представлен одним слоем. Зная выражение для деформации в дифференциальной форме [6] и используя (16), получим формулу для расчета относительной деформации, которая будет учитывать цилиндрическую форму поверхностей в зоне контакта:

$$d\varepsilon = \frac{d\lambda}{\delta_{\pi}} = -\frac{8\lambda_{\max}}{b^2 \delta_{\pi}} y dy.$$
(18)

где δ_n — толщина декеля.

В соответствии с (18), дифференциальная форма формулы для расчета напряжения от деформации (17) будет выглядеть так:

$$d\sigma = -\frac{8\lambda_{\max}E_1(y)}{b^2\delta_{\pi}}ydy,$$
(19)

где $E_1(y)$ — значение модуля упругости в точке A.

Таким образом, $E_1(y)$ — это переопределенное $E(\lambda)$, а связь между ними осуществляется посредством (15).

Конечную формулу для вычисления зависимости напряжения от деформации можно получить, проинтегрировав выражение (19):

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{16\lambda_{\max}}{b^2 \delta_{\pi}} \int_{b/2}^0 y E_1(y) dy.$$
⁽²⁰⁾

Если рассматривать закон изменения напряжения от координаты у, то

$$\sigma(y) = \sigma_0 + \frac{16\lambda_{\max}}{b^2 \delta_{\pi}} \int_y^0 y E_1(y) dy.$$
(21)

В тех случаях, когда декель представляет собой многослойный материал, формула (17) преобразуется к виду [6]

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{1}{\lambda_0} \int_{\lambda_0}^{\lambda} \frac{1}{\frac{1}{E_1(\lambda)} + \frac{1}{E_2(\lambda)} + \dots + \frac{1}{E_n(\lambda)}} d\lambda.$$
(22)

Тогда формула для вычисления зависимости напряжения от деформации для многослойного материала с учетом (16) и (22) будет выглядеть:

$$\sigma(y) = \sigma_0 + \frac{16\lambda_{\max}}{b^2 \delta_{\pi}} \int_y^0 \frac{y}{\frac{1}{E_{11}(y)} + \frac{1}{E_{12}(y)} + \dots + \frac{1}{E_{1n}(y)}} dy.$$
 (23)

Перейдем далее к расчету распределения давления по ширине полосы контакта (зависимости напряжения от деформации) на основе построенной выше теории, учитывающей как геометрию площадки контакта, так и неоднородность структуры эластичной оболочки (или подложки) одного из цилиндров печатной пары. При проведении расчета необходимо знать некоторые технические характеристики упругой покрышки (декеля). В качестве исходных данных были взяты значения модуля Юнга различных типов резин [9]. Объемные и сдвиговые модули вулканизатов определялись по выражениям [10, 11]

$$K = E / 3(1 - 2\nu), \tag{24}$$

$$G = E / 2(1 + v).$$
(25)

Результаты расчета и графическое изображение зависимости напряжения от деформации для однослойного декельного материала приведены на рис. 4, 5.

Как видно из рис. 4, 5, неоднородность структуры эластичной оболочки (или подложки) сказывается на ее деформационно-прочностных свойствах. Если проанализировать закон изменения напряжения в декельном материале по ширине площадки печатного контакта, то оно от максимума (в середине полосы печатного контакта) постепенно понижается до нуля (в момент выхода из контакта печатной пары).



Рис. 4. Зависимость напряжения от деформации для однослойного декельного материала из ненаполненного вулканизата: В — E = 1,00 МПа; С — E = 1,41 МПа; D — E = 1,71 МПа.



ис. 5. Зависимость напряжения от деформации для однослойного декельного материала из наполненного вулканизата (30 вес. частей сажи): В — E = 2,30 МПа; С — E = 2,85 МПа; D — E = 3,18 МПа.

Существующие в настоящее время подходы к исследованию технологических печатных свойств бумаги, декелей и других материалов носят эмпирический характер и не всегда учитывают все нюансы поведения материалов при печати, а также содержат большое количество допущений, упрощающих данный процесс. Новый, предлагаемый в данной статье подход позволяет учесть вклад неоднородностей упругих свойств материалов на распределение давления по всей контактной зоне.

Список литературы

- 1. Пиотух И. Г., Кулак М. И., Боброва О. П. Влияние фрактальных особенностей структуры на физико-механические свойства печатной бумаги // Труды БГТУ: Физико-математические науки. Минск, 2000. Вып. 8. С. 73—81.
- 2. Кулак М. И. Влияние структурных неоднородностей на упругие свойства фрактальных дисперсных систем // Доклады Академии наук БССР. 1991. Т. 35, № 8. С. 704—707.
- 3. Кулак М. И. Фрактальная механика материалов. Мн.: Выш. шк., 2002. 304 с.
- 4. Лиштван И. И., Богатов Б. А., Кулак М. И. Фрактальные аспекты физико-химии дисперсных систем // Изв. Академии наук Беларуси: Сер. хим. наук. — 1992. — № 5—6. — С. 13— 20.
- 5. Митрофанов В. П., Тюрин А. А., Бирбраер Е. Г. Печатное оборудование. М.: Издательство МГУП, 1999. 443 с.
- 6. Кулак М. И., Старченко О. П. Расчет упругих свойств декеля с учетом фрактальной неоднородности поверхностей печатного контакта // Труды БГТУ. Сер. IX. Издательское дело и полиграфия. — Минск, 2002. — Вып. Х. — С. 55—60.
- 7. Старченко О. П. Расчет упруго-прочностных свойств декельных композиций. // Труды БГТУ. Сер. IX. Издательское дело и полиграфия. Минск, 2003. Вып. XI. С. 59—64.
- Пиотух И. Г., Кулак М. И., Боброва О. П. Влияние фрактальных особенностей структуры на физико-механические свойства печатной бумаги // Труды БГТУ: Физико-математические науки. — Минск, 2000. — Вып. VIII. — С. 73—81.
- 9. Терминологический справочник по резине. Ф. А. Махлис, Д. Л. Федюкин. М.: Химия, 1989. 400 с.
- 10. Справочик резинщика. Материалы резинового производства. П. И. Захарченко, Ф. И. Яшунская, Ф. В. Евстафьев. М.: Химия, 1971. 608 с.
- 11. Кристенсен Р. Введение в механику композитов. М.: Мир, 1982. 334 с.

УДК 621.791.92

ЛЕЗВИЙНАЯ ОБРАБОТКА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Поболь И. Л., Куликов Г. П.

Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь beloto@user.unibel.by

введение

Современные конструкционные керамики и композиционные материалы все шире применяются для производства деталей машин и оборудования. В настоящее время все большие объемы перекачиваемых жидкостей приходятся на химически активные, агрессивные и абразивосодержащие среды. При изготовлении насосов, служащих для перекачивания таких сред, используются торцовые уплотнения с элементами из керамики. По сравнению с традиционными материалами для изготовления пар трения керамика обладает комплексом более высоких характеристик – коррозионной стойкостью, износостойкостью, долговечностью и др. Ведущие мировые фирмы-изготовители насосов, а также белорусские предприятия ЗАО «Гидродинамика» и СКБ «Академическое» применяют для этих целей силицированный графит и карбид кремния.

Из-за высокой твердости керамические материалы плохо обрабатываются резанием. Шлифование с использованием алмазных кругов в настоящее время является основным способом финишной обработки деталей из подобных материалов. Производство керамических деталей по традиционной технологии связано с высокой трудоемкостью изготовления этих деталей. Доля шлифования в стоимости детали достигает 60%.

Для обработки металлов и сплавов повышенной твердости широко применяется инструмент, оснащенный элементами из сверхтвердых материалов (СТМ) - поликристаллического алмаза (ПКА) и кубического нитрида бора (КНБ). Этим материалам свойственны высокие износостойкость, рабочий ресурс, надежность и долговечность.

Однако в литературе имеется ограниченное количество публикаций касательно лезвийной обработки керамик Например, в [1] проводили сравнительные испытания инструмента при точении керамики ВК94-1. Стойкость инструмента из синтетического алмаза АСПК и АТП составляла не менее 4 минут с преимуществом у АТП, шероховатость обработанной поверхности керамики не превышала 2,5 мкм. Инструментом, оснащенным твердосплавными пластинами ВК8, обрабатывать керамику ВК94-1 невозможно. Насколько нам известно, не имеется опубликованных работ, посвященных лезвийной обработке деталей из силицированных графитов и карбида кремния SiC. Между тем, во время точения, фрезерования и сверления керамик механизм изнашивания инструментальных материалов очень сложен и практически не изучен.

Для фиксирования СТМ в инструменте применяются различные методы, в том числе, механическое прижатие, заливка расплавленным металлом и др. Наиболее надежным методом является активная пайка. Для этого проводится закрепление СТМ к основе адгезионно-активными припоями. Нами показано, что весьма удобным методом является электронно-лучевая пайки СТМ с основой из сталей и твердых сплавов, обеспечивающая высокую локальность воздействия и возможность подачи строго ограниченного количества энергии в зону нагрева [2-6]. Особенностью электронно-лучевого нагрева являются высокий КПД, непосредственное воздействие потока электронов на обрабатываемый участок поверхности заготовки, простота управления лучом и автоматизации, выбора требуемой скорости нагрева и последующего охлаждения заготовки, экологическая чистота.

Наши экспериментальные данные показали, что вместо низкоэффективного шлифования для окончательного формообразования изделий из керамик может применяться высокопроизводительная лезвийная обработка резцами из СТМ. В работе проведена проверка возможности применения резцов, оснащенных ПКА, для лезвийной обработки ряда керамических материалов, выбраны оптимальные параметры эксплуатации инструмента. Рассмотрен механизм изнашивания рабочего лезвия резца.

1. МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ, МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

1.1. Требования к инструменту, используемые материалы

Поликристаллические материалы на основе алмаза по своим физикомеханическим свойствам могут быть близкими к монокристаллическим алмазам, а по некоторым и превосходить их. Так, большинство алмазных поликристаллов обладает анизотропией свойств, отличается высокой износостойкостью и превосходит монокристаллы по трещиностойкости. К лезвийному инструменту, предназначенному для точения труднообрабатываемых материалов, предъявляются специфические требования.

* Необходимы резцы различного типа и назначения. В промышленно развитых странах мира используются, в основном, стандартные сменные неперетачиваемые вставки с впаянными элементами СТМ. На предприятиях Беларуси, России и Украины применяются, в основном, резцы с элементами СТМ, подвергаемые многократной переточке.

* Важны режимы заточки и доводки инструмента, особенно для резцов с высокими требованиями по точности и отклонениям по допускам. Для разных типов керамик необходимо выбирать оптимальные геометрические параметры резца.

* Возможные режимы лезвийной обработки керамики других труднообрабатываемых материалов находятся в достаточно узком диапазоне.

В качестве режущих элементов нами используются ПКА АТП производства ИСМ НАН Украины, «Compax» (GE Superabrasives) и «Syndite» (De Beers), а также КНБ плотной модификации марки «Светланит» (ИФТП НАН Беларуси). Перед пайкой материалы ПКА в виде алмазно-твердосплавных пластин диаметром от 12,5 до 60 мм разрезали на электроэрозионном проволочном станке на элементы требуемого размера.

В качестве подложек инструмента использовались сталь 45 и твердые сплавы на основе WC-Co - стандартные сменные вставки из твердых сплавов BK8 и H10S/K10 (91%WC; 4,5 Co; 4,5% (TaC + NbC)).

Одним из условий сохранения физико-механических свойств алмазосодержащего слоя является предохранение его от перегрева путем правильного выбора припойного сплава. Для обеспечения качественного и надежного соединения ПКА с металлической державкой припой должен отвечать следующим требованиям: температура плавления припоя должна быть ниже температуры начала графитизации СТМ (800-1000 ^оС в вакууме); обладать хорошей текучестью, смачивать и диффундировать в соединяемые материалы; иметь достаточно хорошую пластичность и высокую ударную прочность. Припоями для получения соединений СТМ со сталями и твердыми сплавами, удовлетворяющими вышеуказанным требованиям, являются многокомпонентные сплавы на основе серебра и меди с добавками адгезионно-активных элементов (Ti, Cr, Mn и др.). Достоинством используемых припоев являются высокие пластичность, механическая прочность, хорошая коррозионная стойкость.

1.2. Оборудование

Для пайки применяется электронно-лучевое оборудование, созданное в ФТИ НАН Беларуси на основе аппаратуры ЭЛА 15 (производства «СЭЛМИ», Сумы). Для фиксирования элементов резца используются специальные приспособления. Пайка проводится в вакууме 10⁻² Па. Это снижает опасность перегрева и графитизации частиц алмаза в ходе процесса пайки.

Для исследования характера изнашивания резцов использовали методы оптической и растровой электронной микроскопии (прибор LEO 1455VP). Испытание инструмента на стойкость проводили на универсальных токарных станках точением заготовок из керамик. Исследование и измерение параметров рабочих лезвий резцов в процессе эксплуатации проводили с применением измерительной системы Talysurf-6, включающей процессор Talydata 1000-1 с программой анализа поверхностной структуры.

1.3. Обрабатываемые материалы и изделия

Свойства керамических материалов, подвергнутых лезвийной обработке, представлены в табл. 1.

| Материал | Оксид алюминия | Силицированный графит | | Карбид крем- |
|--|----------------|-----------------------|-----------|--------------|
| | Al_2O_3 | СГ-Т | СГ-П | ния SiC |
| Плотность, Γ/cM^3 | 3,8 | 2,5 | 2,8 | 3,1 |
| Предел прочности | 2100 | 300-320 | 430-450 | 400-430 |
| при сжатии, МПа | | | | |
| Модуль упруго- | 360-400 | 95 | 127 | 413 |
| сти, ГПа | | | | |
| Твердость | 16-25 ГПа | HRC 65-78 | HRC 65-80 | 25-27 ГПа |
| Теплопроводность | 29 | 85 | 130 | 87-170 |
| при 20°С, Вт/м К | | | | |
| ТКЛР, 10 ⁻⁶ К ⁻¹ | 8,1 | 4,6 | 4,2 | 4,0-4,6 |

Таблица 1

В ЗАО «Гидродинамика» (Минск) разработано и освоено производство герметичных гидродинамических насосов ГДМ с приводом вала насоса через магнитную муфту (www.gidrodinamika.ru). Такая конструкция обеспечивает высокую надежность герметичности проточной полости насосов по сравнению с насосами, имеющими приводные валы с каркасными и торцовыми уплотнениями традиционных конструкций. Ответственными узлами в насосах ГДМ являются подшипники скольжения, представляющие собой вкладыш и размещенную в нем втулку, обе детали выполнены из SiC (рис. 1). Для различных по производительности насосов изготавливаются вкладыши с размерами $L_1 = 45 - 70$ мм, $D_1 = 45 - 115$ мм и $d_1 = 36 - 75$ мм и втулки с $L_2 = 50 - 74$ мм, $D_2 = 35,9 - 74,5$ мм и $d_2 = 24 - 45$ мм.



Рис. 1. Вкладыш и втулка подшипника скольжения насоса ГДМ



Изношенная кромка резца (вид со стороны передней поверхности)



2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Электронно-лучевая пайка активными припоями, благодаря протеканию взаимной диффузии элементов в системе СТМ / припой / основа, обеспечивает надежное соединение таких разнородных материалов, как керамические СТМ со сталями (или твердыми сплавами). Нами проведены компьютерное моделирование, комплекс исследований физико-химических процессов, сопровождающих процесс получения неразъемных соединений СТМ с основой, механические испытания прочности соединений [2-6].

Из исследований возможности использования традиционных инструментальных материалов для лезвийной обработки керамик известно, что рабочая часть режущей кромки инструмента из твердых сплавов изнашивается очень интенсивно, практически в течение нескольких секунд, что не позволяет провести обработку даже одной заготовки. Эксплуатационные свойства резцов, оснащенных СТМ, определяются сочетанием высоких значений твердости и теплопроводности, низкого коэффициента трения режущего материала с обрабатываемым материалом и, вследствие этого, высоким сопротивлением абразивному изнашиванию. Соединения хорошо сопротивляются ударным и вибрационным нагрузкам и выдерживают значительные деформации.

На токарных станках выполняли точение втулок, вкладышей и уплотнительных колец диаметром 20-120 мм из силицированных графитов и SiC, а также поддерживающих роликов из Al_2O_3 с наружными размерами \emptyset 12-25 х 40-60 мм. Обработка проводилась резцами, оснащенными ПКА и КНБ, без применения СОЖ. Наилучшие результаты получены с применением ПКА. При этом достигается достаточно высокое качество обрабатываемой поверхности ($R_a = 0,4-1,25$ мкм).

Изучен характер изнашивания элемента ПКА при лезвийной обработке керамики (рис. 2). На начальной стадии точения происходит истирание задней поверхности элемента ПКА или КНБ резца, рабочая часть режущей кромки изнащивается микровыкрашиванием. Участок режущей кромки с радиусом при вершине режущей кромки по мере износа превращается в прямолинейный участок. На среднем фото показана при большом увеличении поверхность кромки резца. Хорошо видно, что разрушение ПКА происходит путем отслоения частиц в виде пластин толщиной около 2 мкм с размерами порядка 20 мкм.

3. ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ИНСТРУМЕНТА

Освоено изготовление резцов ряда типоразмеров (некоторые из них показаны на рис. 3) для лезвийной обработки труднообрабатываемых материалов, а также сверл с впаянными элементами СТМ. Имеется решение о выдаче патента Беларуси на конструктивное исполнение гаммы режущего инструмента.

Технико-экономическая эффективность от использования инструмента для лезвийной обработки керамических и других труднообрабатываемых материалов достигается благодаря следующим факторам:

- повышению скорости резания, снижению в 2-10 раза основного машинного времени обработки, по сравнению с операцией шлифования;

- повышению стойкости инструмента, снижению простоев оборудования;

- улучшению качества обработанных поверхностей, повышению надежности и долговечности деталей;

- уменьшению трудоемкости операций (исключению последующих доводочных операций) и высвобождению рабочих-станочников, оборудования и производственных площадей;

Все указанное приводит к тому, что такой инструмент не просто заменяет процесс шлифования, но требует выбора оптимальных условий его эксплуатации и существенного изменения технологического процесса обработки заготовок.



Рис. 3. Некоторые типы изготавливаемых режущих инструментов, оснащенных СТМ

В таблице 2 приведены технические характеристики процесса точения деталей из керамик и достигнутые величины стойкости инструмента. Как видно, последняя величина существенно зависит от типа обрабатываемого материала.

Таблица 2

| Обрабатываемый | Скорость реза- | Глубина резания | Подача, | Количество |
|-------------------------------------|----------------|-----------------|---------|----------------|
| материал | ния V, м/мин | t, MM | мм/об | деталей, обра- |
| | | | | ботанных од- |
| | | | | ним резцом |
| SiC, Al ₂ O ₃ | 10 - 20 | 0,5 - 3,0 | 0,07 | 4 - 6 |
| Силицированные | 15 - 40 | 0,5-2,0 | 0,07 | 100 - 120 |
| графиты | | | | |

Работа финансировалась в рамках ГНТП освоения новых и высоких технологий, задание 5.5.10 и ГПОФИ «Материал», задание 1.05.

Список литературы

- 1. Халдеев В.Н., Пашко О.В. Электроэрозионное формообразование алмазно-твердосплавных пластин / Сверхтвердые материалы, 1998, №1, с.64-66.
- Pobol I.L., Shipko A.A., Nesteruk I.G. Investigation of contact phenomena at the cubic boron nitride - filler metal interface during electron beam brazing / Diamond and Related Materials, 1997, N 6, P. 1067-1070.
- 3. Felba J., Friedel K.P., Krull P., Pobol I.L., Wohlfahrt H. Electron beam activated brazing of cubic boron nitride to tungsten carbide cutting tools / Vacuum, 2001, V.62, P. 171-180.
- 4. Knyazeva A.G., Pobol I.L. Theoretical and experimental analysis of ceramic-metal joint formation using electron-beam action / Int. Conf. on Modification of Materials using Particle Beams and Plasma. 23-26 Sept. 2002 ., Tomsk. P. 319-322.
- 5. Pobol I.L. Lutowanie supertwardych materiałów narzędziowych z zastosowaniem nagrzewania wiązką elektronów / Biuletyn Instytutu spawalnictwa, N 5, 2003. P. 93-98.
- Поболь И.Л., Гордиенко А.И., Куликов Г.П. Инструмент для лезвийной обработки керамик / IX международная научно-технической конференция «Машиностроение и техносфера XXI века». 9-15 сентября 2002 г. Севастополь.- Т.2. С. 246-250.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОДЕФОРМИРОВАНИЯ У СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Кузьмин С. Л., Бетехтин К. В.*

СПГУ. Санкт-Петербург, Россия *ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Известно, что, в отличие от обычных материалов, у которых при нагружении с использованием различных видов напряженного состояния упрочняется не только действующие системы скольжения, но и латентные, в поликристаллическом никелиде титана эффект латентного упрочнения может отсутствовать. Анализ поведения никелида титана после сложного нагружения, которое осуществлялось с резким изменением вида напряженного состояния, показал, что в никелиде титана может происходить независимая активация каналов пластичности при варьировании температурных, деформационных и силовых воздействий. Знакопеременное нагружение при последующем нагревании приводит к эффекту реверсивной памяти формы. Этот эффект заключается в последовательном восстановлении всех неупругих деформаций, сообщенных материалу в процессе его предварительного нагружения. При сложном нагружении с использованием разных способов силового воздействия (в частности, одновременного сжатия и кручения), никелид титана в ходе охлаждения испытывает формоизменение в направлении всех приложенных усилий. Нагревание в отсутствии напряжения вызывает полное восстановление всех предварительно заданных неупругих деформаций, причем после знакопеременного нагружения – по траектории с реверсом.

В последние годы значительно вырос интерес к изучению сплавов на медной основе, обладающих эффектом памяти формы. В данной работе произведено исследование композиции Cu – 12.5% Al – 4.6% Mn с мелкодисперсными (порядка 80-100 нм) частицами окиси гафния.

Эксперименты осуществлялись в режиме сложного нагружения: при охлаждении монокристаллический сплав испытывал действие крутящего момента и растягивающего напряжения. После знакопеременного кручения в мартенситном состоянии сплав нагревали в отсутствии напряжения. При переходе из аустенитного состояния в мартенситное наблюдался эффект пластичности превращения, о чем судили по увеличению как осевой, так и сдвиговой деформации. Нагрев вызывал полное восстановление длины и синхронное с этим раскручивание образца по траектории с реверсом.

Полученные результаты позволяют сделать вывод: дисперсноупрочненный и внутреннеокисленный материал в режиме сложного термомеханического воздействия ведет себя так, как если бы его деформировали, нагружали и изменяли температуру не по всему объему одновременно, а локально избирательно, при этом в той же мере и в той же последовательности, насколько это диктуется напряженным состоянием и термодинамическими условиями (принцип пространственно-временной гетерогенности и независимости деформирования).

Авторы благодарят РФФИ за финансовую поддержку (проект 03-03-32606).

Именной указатель

| Агеев В. А. | 177 | Горшков А.С. | 32 |
|--------------------|---------------|--------------------|------------------------|
| Агиней Р. В. | 144 | Грачев В. В. | 78 |
| Ажаронок В. В. | 198 | Гречихин Л. И. | 38 |
| Алехин В. П. | 90 | Грибняк В. Т. | 66 |
| Алешин Д. Н. | 105 | Гринберг В. А. | 102 |
| Алиев Т. М. | 141, 144 | Гриценко Б. П. | 262 |
| Андронов И. Н. | 141, 144 | Громов В. Е. | 22, 26, 80-86, 88, 98, |
| Андрушевич А. А. | 279 | - | 105, 113 |
| Анисович А. Г. | 195, 197, 198 | Громова А. В. | 78, 79, 86, 89 |
| Артемьев В. В | 181 | Гурьев А. М. | 121 |
| Арутюнян Р. А. | 37 | Гуськов О. П. | 263 |
| Аршинов К. И. | 181 | Даль Ю. М. | 41 |
| Аэро Э. Л. | 33 | Данилов В. И. | 113 |
| Банный В. А. | 179 | Демаков С. Л. | 97 |
| Баранов М. А. | 106 | Демидов А. Г. | 102 |
| Барон А. А. | 117 | Демина И. А. | 120, 123 |
| Басинюк В. Л. | 265 | Деревягина Л. С. | 295 |
| Бахрачева Ю. Ю. | 117 | Дидык А. Ю. | 172 |
| Безносюк С. А. | 120 | Дмитриевский А. А. | 54 |
| Белозеров В. В. | 56 | Дмитрович А. А. | 273 |
| Белюк С. И. | 211 | Добаткин С. В. | 165 |
| Беляев В. В. | 101 | Докучаев В. Н. | 210 |
| Бетехтин К.В. | 318 | Донская Т. А. | 295 |
| Билык В. А. | 108 | Дубов Е. А. | 106 |
| Бледнова Ж. М. | 169, 170, 171 | Дураков В. Г. | 295 |
| Богданов Н. П. | 141 | Дюжев А. А. | 104 |
| Бодрых Т. И. | 118 | Ермолович О. А. | 180 |
| Божко И. А. | 174 | Ерошенко А. Ю. | 173 |
| Босин М. Е. | 39 | Жарин А. Л. | 268, 273 |
| Братчиков А. Д. | 173 | Жевненко С. Н. | 164 |
| Брюховецкий В. В. | 119 | Жулейкин С. Г. | 80 |
| Будовских Е. А. | 81 | Здор Г. H. | 198 |
| Будревич Д. Г. | 170 | Зеленская Г. И. | 162 |
| Булыгин А. Н. | 33 | Зельдович В. И. | 19 |
| Буренков Ю. А. | 161 | Земляков С. А. | 121 |
| Буркина Т. И. | 233 | Золотарев А. К. | 36 |
| Варданян С. А. | 150 | Зубков А. И. | 155, 162, 163 |
| Вербаховская Р. А. | 141, 144 | Зуев Л. Б. | 109, 113 |
| Вершина А. К. | 177 | Иванов С. В. | 95 |
| Винидиктов В. М. | 176 | Иванов Ю. Ф. | 79, 84-86, 88, 89, 98 |
| Винидиктова Н. С. | 176 | Иванов М. Б. | 173 |
| Виолентий Д.Р. | 253 | Ивановский И. К. | 108 |
| Витязь П. А. | 38 | Ивахин М. П. | 79, 88 |
| Власова Г. М. | 107 | Ильинский А. И. | 155, 163, 229 |
| Воробьев В. В. | 284 | Ильющенко А. Ф. | 94 |
| Вьюненко Ю. Н. | 100 | Инаекян К. Э. | 165 |
| Гавриленко С. Л. | 209 | Исаев В. В. | 36 |
| Гальченко Н. К. | 110, 211 | Казаченко В. П. | 118 |
| Глезер А. М. | 83, 105, 291 | Каклаускас Г. К. | 66 |
| Голиборода И. М. | 77 | Калабушкин А. Е. | 11 |
| Головин Ю. И. | 54 | Калашников М. П. | 174 |
| Голубок Д. С. | 172 | Кардашев Б. К. | 161 |
| Голубцова Е.С. | 38 | Каримов С. Н. | 168 |
| Горохов В. М. | 149 | Карпович О. И. | 125 |

| Карпук М. М. | 155 156 159 | Макеенко Н Г | 233 |
|--------------------------------|------------------------|--|-------------------|
| Kapityk W. W. | 160 | | 255 |
| | 262 | Маркора П.И. | 203 |
| Кашин О. А. | 202 | Маркова Л. И. | 208 |
| Кашина Е. Е. | 211 | Маркова С. А. | 92 |
| Кащенко М. П. | 95, 96 | Мартинкевич А. А. | 204 |
| Киреев П. Н. | 94 | Мартусевич Е. В. | 81 |
| Кисель В. П. | 33, 35, 178 | Масимов М. | 99 |
| Кисель Н. С. | 178 | Матвеев К. С. | 233 |
| Клепиков В. Ф. | 119 | Махатилова А. И. | 56 |
| Климанек П. | 99 | Медведев М. М. | 36 |
| Климов М. Ю. | 164 | Медяк Д. М. | 184 |
| Клявин О. В. | 103 | Миронов С. Ю. | 36 |
| Князев А. Е. | 181 | Михаленко И. А. | 167 |
| Коваленко В. В. | 26, 78-80, 87, 88, 98 | Михалко М. Н. | 210 |
| Коженков А. С. | 164 | Можаровский В. В. | 200 |
| Козлов Э. В. | 26, 78-80, 84, 88, 98, | Морозов В. П. | 247 |
| | 174 | Мотовилина Г. Д. | 263 |
| Козулин А. А. | 124 | Мышевский И. С. | 169 |
| Коледов В. В. | 156, 158 | Мышляев М. М. | 36 |
| Колобов Ю. Р. | 173 | Мышляева М. М. | 36 |
| Колупаев И. Н. | 147 | Нагорных С. Н. | 40, 76 |
| Компева Н В | 230 | Наркевич Н А | 109 110 |
| Кондратенко В И | 247 | Никитин В И | 207 |
| Конева Н А | 113 | Никитык Ю В | 246 |
| Коновалов С В | 22 26 82-84 88 | Никипок ю. В. | 39 |
| Konobalob C. D. | 105 113 | Никифоренко В. П. | 103 |
| Vonotuurut A D | 165 | Пикифоров А. В. Циколойник А. В. | 204 |
| Коротицкии А. В. | 104 216 | Пиколаичик А. В. | 204 |
| | 104, 210 | HOBAKOBA A. A. | 1/2 |
| Коршунов Л. Г. | 19 | Носковец А. А. | 100 |
| Костюк Д. А. | 154-156, 160 | Ордянский В. Г. | 217 |
| Кофанов В. А. | 207 | Орлова Г. С. | 162 |
| Криштал М. М. | 3 | Осипов С. Н. | 108 |
| Крупский Р. Ф. | 93 | Павленков В. И. | 76 |
| Крутько Э. Т. | 204 | Павлович Т. | 99 |
| Крыленко А. В. | 238 | Парфеньева Л. С. | 116 |
| Кузавко Ю. А. | 152-160 | Пацева Ю. В. | 123 |
| Кузнецова Р. И. | 119 | Пермякова И. Е. | 11 |
| Кузьмин В. Ф. | 92 | Петрунин В. А. | 82 |
| Кузьмин С.Л. | 318 | Печина Е. А. | 97 |
| Кузьмицкая М. А. | 54 | Пинчук А. И. | 75 |
| Кузьо И. В. | 77 | Пинчук В. Г. | 216 |
| Кулак М. И. | 184, 303 | Пискаленко В. В. | 113 |
| Куликов Г. П. | 311 | Плескачевскй Ю. М. | 201 |
| Кулинич В. Г. | 208 | Поболь И. Л. | 311 |
| Купов А. В. | 93 | Полетаев Г. М. | 123 |
| Курзина И. А. | 174 | Попко А. С. | 206 |
| Лаврентьев Ф. Ф. | 39 | Попова Г. В. | 122 |
| Левин Л. М. | 101 | Попова Н. А. | 80 |
| Легостаева Е В | 173 | Прокопчук Н Р | 204 |
| Лейкина О С | 85 86 89 | Прокофьев Е. А | 165 |
| Литовченко И Ю | 199 | Прокошкин С Л | 165 |
| | 253 | Протасечко Т А | 229 |
| Tunionocos D.A. | 91 | $\Pi_{\text{poyopeuro}} \Lambda \Lambda$ | 216 |
| Лупарска Ј. | 100 | пролоренко А. А. Прауни Е. И | 210 |
| $\Pi_{a} \int \nabla u = C U$ | 155 | прялин е. и. Пуштич и л | ∠1∠ 5 <i>1</i> |
| Manapary F D | 155 265 | пушнин и. А. Пашрачиор И. Ю | 54 215 |
| макаревич Г. В. | 203 | пышминцев И. Ю. | 213 |

| Пьен Й. С. | 90 | Тетельбаум Д. И. | 40 |
|--------------------|---------------|------------------------|---------------------|
| Радченко А. В. | 259 | Тишков Н. И. | 176 |
| Радченко П. А. | 259 | Ткачев В. М. | 133 |
| Ревокатов П. О. | 172 | Травкин А. А. | 36 |
| Романова А. А. | 32 | Трубицына И. Б. | 165 |
| Рымкевич П. П. | 32 | Тюменцев А. Н. | 199 |
| Рюмшина Т. А. | 91 | Устинова Г. П. | 149 |
| Рябчиков А. И. | 174 | Ушаков И. В. | 11 |
| Саврай Р. А. | 215 | Ушеренко С. М. | 19, 279 |
| Садовский В. В. | 210 | Федоров В. А. | 11 |
| Сарбаев Б. С. | 291 | Фишгойт А.В. | 102 |
| Саркисян С. О. | 150 | Фомихина И. Л. | 268 |
| Сарока Д. И. | 273 | Фролов А.В. | 92 |
| Сасковец В. В. | 265 | Хиженок В. Ф. | 202 |
| Свиридова Т. В. | 118 | Хлусов И. А. | 173 |
| Севастьянов Е.С. | 94 | Хлусова Е. И. | 263 |
| Семашко Н. А. | 92, 93 | Хмелевская И. Ю. | 165 |
| Семин А. П. | 83 | Холодарь Б. Г. | 46 |
| Семина В. К. | 172 | Целлермаер В. В. | 22, 84 |
| Сивин Д. О. | 174 | Целлермаер В. Я. | 78, 79, 82, 113 |
| Сивцова П. А. | 190 | Чаевский М. И. | 170, 171 |
| Скаков М. К. | 122 | Чащина В. Г. | 95, 96 |
| Скорикова Н. А. | 95, 96 | Черноус Д. А. | 203 |
| Скрипняк В. А. | 124 | Черных Е. В. | 106 |
| Скрябина Н. Е. | 166 | Черных К. Ф. | 57 |
| Смирнов А. Н. | 164 | Черняева О. | 91 |
| Смирнов Б. И. | 116, 161, 162 | Чертов В. М. | 291 |
| Смирнов И. А. | 116 | Чинокалов В. Я. | 167 |
| Соковиков М. А. | 217, 222 | Чуканов А. Н. | 101 |
| Соловей Н. Ф. | 104 | Шаврей С. Д. | 75 |
| Солтовец Г. Н. | 233 | Шавров В. Г. | 152, 155, 156, 158, |
| Сонг Й. В. | 90 | I. | 159 |
| Соснин О. В. | 22, 26, 84 | Шалупаев С. В. | 246, 247 |
| Спивак Л. В. | 166 | Шаркеев Ю. П. | 173, 174 |
| Ставров В. В. | 133 | Шахназаров А. Ю. | 212, 213 |
| Ставров В. П. | 125, 133 | Шахназаров К. Ю. | 213 |
| Сталевич А. М. | 32 | Шахназаров Ю. В. | 212 |
| Старостенков Д. М. | 120 | Шашкина Г. А. | 173 |
| Старостенков М. Д. | 106, 120-123 | Шевченко Н. В. | 199 |
| Старченко О. П. | 303 | Шевченок А.А. | 253 |
| Степаненко М. А. | 170 | Шепелевич В. Г. | 190 |
| Степанов И. Б. | 174 | Шершнев Е. Б. | 246 |
| Степанова Л. И. | 118 | Шилько С. В. | 200, 201 |
| Столяров А. И. | 133 | Шипица Н. А. | 19, 198, 268, 273, |
| Столяров В. В. | 165 | | 279 |
| Стрелевский Л. | 169 | Эгамов М. Х. | 168 |
| Стрелкова И. Л. | 295 | Якимук В. П. | 205 |
| Субботин А. В. | 162 | Яснов В. В. 181 | |
| Субботина В. В. | 56 | | |
| Сукнев С. В. | 151 | Arellano-Lopez A. R. D | e 116, 161, 162 |
| Сурикова Н. С. | 199 | Jezowski A. | 116 |
| Сучкова Н. Ю. | 54 | Martínez Fernández J | 116, 161, 162 |
| Сынко В Е | 107 | Misiorek H | 116 |
| Татарников О В | 291 | Sepúlyeda R | 162 |
| Теплинский Ю А | 144 | Varela-Feria F M | 116.161 |
| Терлецкий А.С. | 229 | | -, |
СОДЕРЖАНИЕ

| | Стр. |
|--|-------|
| Криштал М. М. (Тольятти) ОСОБЕННОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ, РОСТА И САМООРГАНИЗАЦИИ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ. | 3-10 |
| Федоров В. А., Ушаков И. В., Пермякова И. Е., Калабушкин А. Е. (Тамбов) СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ. | 11-19 |
| Ушеренко С. М., Шипица Н. А., Коршунов Л. Г., Зельдович В. И. (Минск/ Беларусь, Екатеринбург) | 19-22 |
| ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СОУДАРЕНИЯ С ПОТОКАМИ ДИСКРЕТНЫХ УДАРНИКОВ. | |
| Gromov V. E., Sosnin O. V., Konovalov S. V., Tsellermaer V. V. (Novokuznetsk) ELECTROSTIMULATED RESTORATION OF RESOURCES DURING FATIGUE TESTS. | 22-26 |
| Sosnin O. V., Gromov V. E., Kozlov E. V., Kovalenko V. V., Konovalov S. V. (Novokuznetsk, Tomsk) | 26-31 |
| DISLOCATION SUBSTRUCTURE AND ELECTROIMPULSE SUPPRESSION OF FATIGUE FAILURE IN STAINLESS STEEL. | |
| Горшков А. С., Романова А. А., Рымкевич П. П., Сталевич А. М. (Санкт-Петербург) ИЗУЧЕНИЕ НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ МЕТОДОМ СВОБОДНЫХ ПРОДОЛЬНЫХ КОЛЕБАНИЙ. | 32 |
| Аэро Э. Л., Булыгин А. Н. (Санкт-Петербург) НЕЛИНЕЙНАЯ ТЕОРИЯ ФРАГМЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ КАК ПРЕДВЕСТНИКА РАЗРУШЕНИЯ. | 33 |
| Кисель В. П. (Черноголовка) ОБ ОПРЕДЕЛЯЮЩЕЙ РОЛИ МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ В НЕОРГАНИЧЕСКИХ И ОРГАНИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ. | 33-35 |
| Kisel V. P. (Chernogolovka) UNIVERSAL MECHANISMS OF PLASTICITY AND FRACTURE IN CRYSTALS AND ORGANIC POLYMERS UNDER CONVENTIONAL AND SHOCK-WAVE STRESSES. | 35-36 |
| Myshlyaev M. M., Mironov S. Yu., Medvedev M. M., Zolotarev A. K., Isaev V. V., Myshlyaeva M. M., Travkin A. A. (Москва, Уфа) FEATURES OF SUPERPLASTIC FLOW OF NANOSTRUCTURAL ALLOYS. | 36 |
| Arutyunyan R. A. (Санкт-Петербург) MECHANICS AND SYNERGETICS OF SCATTERED DAMAGE AND FATIGUE FRACTURE. | 37 |
| Витязь П. А., Голубцова Е. С., Гречихин Л. И. (Минск/ Беларусь) ПЕРСПЕКТИВЫ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ. | 38 |
| Никифоренко В. Н., Босин М. Е., Лаврентьев Ф. Ф. (Харьков/Украина) ОСЦИЛЛЯЦИИ ЭЛЕКТРОПОТЕНЦИАЛА В СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ 19, В УСЛОВИЯХ ПРИЗМАТИЧЕСКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ 4,2 К. | 39 |
| Нагорных С. Н., Тетельбаум Д. И. (Н. Новгород) О МЕХАНИЗМЕ ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩЕГО ВЛИЯНИЯ ОБЛУЧЕНИЯ СВЕТОМ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОЛЬГ. | 40 |
| Даль Ю. М. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОТРЕЩИН И ПОР В ДЕФОРМИРУЕМЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ. | 41-46 |

| Холодарь Б. Г. (Брест/Беларусь) О СВЯЗИ НАЧАЛЬНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МАТЕРИАЛА С ЕГО ДОЛГОВЕЧНОСТЬЮ ПРИ ПОСТОЯННОЙ НАГРУЗКЕ. | 46-54 |
|--|-------|
| Головин Ю. И., Дмитриевский А. А., Кузьмицкая М. А., Пушнин И. А., Сучкова Н. Ю. (Тамбов) ОБРАТИМОЕ РАЗУПРОЧНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Si, ZnS, C60, СТИМУЛИРОВАН- НОЕ МАЛОДОЗОВЫМ (<i>d</i> < 1 сGy) БЕТА-ОБЛУЧЕНИЕМ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРА- ТУРЕ. | 54-55 |
| Белозеров В. В., Махатилова А. И., Субботина В. В. (Харьков/Украина) ОБ ОСОБЕННОСТЯХ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ И ИЗМЕНЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ, НАВЕДЕННЫХ ППД, ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ИЗГИБЕ. | 56 |
| Черных К. Ф. (Санкт-Петербург) НОВЫЙ ВАРИАНТ НЕЛИНЕЙНОЙ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ И ЕГО ПРИМЕНИМОСТЬ К ПРОБЛЕМАМ ФИЗИКИ ТВЕРДОГО ТЕЛА. | 57-66 |
| Грибняк В. Т., Каклаускас Г. К. (Вильнюс/ Литва) СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТОЧНОСТИ ЭМПИРИЧЕСКИХ И ЧИСЛЕННЫХ МЕТОДОВ РАСЧЁТА ПРОГИБОВ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ БАЛОК. | 66-74 |
| Пинчук А. И., Шаврей С. Д. (Мозырь/Беларусь) ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ЭНЕРГИЮ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ В КРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА. | 75 |
| Нагорных С. Н., Павленков В. И. (Н. Новгород) ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННОЙ ЭМИССИИ ЭЛЕКТРОНОВ С ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА ФНС-5. | 76 |
| Голиборода И. М., Кузьо И. В. (Львов/ Украина) ИССЛЕДОВАНИЕ В ТЕРМИНАХ СИНТЕЗНОЙ МОДЕЛИ ПОВЕРХНОСТИ НАГРУЖЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ЗНАКОПЕРЕМЕННОМ НАГРУЖЕНИИ. | 77 |
| Грачев В. В., Громова А. В., Целлермаер В. Я., Коваленко В. В., Козлов Э. В. (Новокузнецк, Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В СТАЛИ 08Х18Н10Т ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ. | 78 |
| Громова А. В., Иванов Ю. Ф., Ивахин М. П., Коваленко В. В., Целлермаер В. Я., Козлов Э. В. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТОВ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ УСТАЛОСТИ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ. | 79 |
| Жулейкин С. Г., Коваленко В. В., Попова Н. А., Козлов Э. В., Громов В. Е. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ И ИЗМЕНЕНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ВАЛКОВ ПРОКАТНОГО СТАНА ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ. | 80 |
| Мартусевич Е. В., Будовских Е. А., Громов В. Е. (Новокузнецк) МОДЕЛЬНОЕ ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПО- ВЕРХНОСТИ. | 81 |
| Петрунин В. А., Целлермаер В. Я., Громов В. Е., Коновалов С. В. (Новокузнецк) НАНОСТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ. | 82 |
| Семин А. П., Глезер А. М., Громов В. Е., Коновалов С. В. (Новокузнецк, Москва) МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ, УПРОЧНЕННЫХ КАРБИДНОЙ ФАЗОЙ. | 83 |

| Целлермаер В. В., Соснин О. В., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е., Козлов Э. В., Коновалов С. В. (Новокузнецк, Томск) ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ВЫНОСЛИВОСТИ. | 84 |
|---|----|
| Лейкина О. С., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е. (Новокузнецк, Томск) ЭВОЛЮЦИЯ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ В ПРОЦЕССЕ МНОГОЦИКЛОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ. | 85 |
| Лейкина О. С., Иванов Ю. Ф., Громова А. В. (Новокузнецк, Томск) ВЛИЯНИЕ ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ НА СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08Х18Н10Т. | 86 |
| Коваленко В. В. (Новокузнецк) ГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРЫ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ. | 87 |
| Иванов Ю. Ф., Громов В. Е., Ивахин М. П., Коновалов С. В., Коваленко В. В., Козлов Э. В. (Новокузнецк, Томск) РОЛЬ ИМПУЛЬСНОГО ТОКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ 60ГС2 ПРИ УСТАЛОСТИ. | 88 |
| Лейкина О. С., Иванов Ю. Ф., Громова А. В. (Новокузнецк, Томск) ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТА- ЛОСТИ СТАЛИ 08X18H10T. | 89 |
| Алехин В. П., Сонг Й. В., Пьен Й. С. (Москва, Асан/Ю. Корея) РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕ- СКОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ВЫСОКИХ ГИДРОСТАТИЧЕСКИХ ДАВ- ЛЕНИЙ (ВГД) И ВГД СО СДВИГОМ. | 90 |
| Рюмшина Т. А., Лунарска Э., Черняева О. (Донецк/Украина, Варшава/Польша) ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕМБРАН ПРИ НАСЫЩЕНИИ ВОДОРОДОМ. | 91 |
| Семашко Н. А., Фролов А. В., Кузьмин В. Ф., Маркова С. А. (Комсомольск-на-Амуре) СТАДИИ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ. | 92 |
| Семашко Н. А., Крупский Р. Ф., Купов А. В. (Комсомольск-на-Амуре) ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ20 ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ИМПУЛЬСОВ МАЛОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ. | 93 |
| Ильющенко А. Ф., Киреев П. Н., Севастьянов Е. С. (Минск/Беларусь) ВЛИЯНИЕ УПРУГОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДИСЛОКАЦИЙ С ПОРАМИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ. | 94 |
| Скорикова Н. А., Чащина В. Г., Иванов С. В., Кащенко М. П. (Екатеринбург) ОПТИМАЛЬНЫЕ УСЛОВИЯ ДЛЯ ПРОЦЕССА, УПРАВЛЯЮЩЕГО РОСТОМ КРИСТАЛЛА МАРТЕНСИТА, ПРИ НЕОДНОРОДНОМ ГРАДИЕНТЕ ХИМИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА ЭЛЕКТРОНОВ. | 95 |
| Скорикова Н. А., Чащина В. Г., Кащенко М. П. (Екатеринбург) ПОСТРОЕНИЕ ПЛОТНОСТИ СОСТОЯНИЙ ДЛЯ СПЕКТРА ЭЛЕКТРОНОВ В ПРИБЛИЖЕНИИ СИЛЬНОЙ СВЯЗИ ДЛЯ КРИСТАЛЛОВ С КУБИЧЕСКОЙ РЕШЕТКОЙ. | 96 |
| Печина Е. А., Демаков С. Л. (Ижевск, Екатеринбург) ТЕКСТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРОМЫШЛЕННЫХ ГЦК-МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ВИБРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛИННОМЕРНЫХ ТРУБ. | 97 |
| Коваленко В. В., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е., Козлов Э. В. (Новокузнецк, Томск) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ У7А ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА. | 98 |
| Павлович Т., Климанек П., Масимов М. (Фрайберг/ Германия) ЭВОЛЮЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЙ НА СЖАТИЕ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ. | 99 |

| Вьюненко Ю. Н., Носковец А. А. (Санкт-Петербург) ЭВОЛЮЦИЯ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В ПЛАСТИНЕ ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭПФ. | 100 |
|--|---------|
| Левин Д. М., Чуканов А. Н., Беляев В. В. (Тула) РОЛЬ ДИССИПАТИВНЫХ ПРОЦЕССОВ В ОЦЕНКЕ ЛОКАЛЬНОГО ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ. | 101 |
| Фишгойт А. В., Демидов А. Г., Гринберг В. А. (Москва) РОСТ ТРЕЩИН В СПЛАВАХ ТИТАНА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ХОЛОДНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ. | 102 |
| Клявин О. В., Никифоров А. В. (Санкт-Петербург) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СЛОИСТЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ В КАЧЕСТВЕ МОДЕЛЬНЫХ ОБЪЕКТОВ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ. | 103 |
| Дюжев А. А., Короткевич С. В., Соловей Н. Ф. (Гомель/Беларусь) АНАЛИЗ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРОПОДОБНЫХ СМАЗОЧНЫХ СЛОЕВ НАНОМЕТРОВОГО МАСШТАБА. | 104 |
| Алешин Д. Н., Глезер А. М., Громов В. Е., Коновалов С. В. (Новокузнецк, Москва) ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫПЛАВКИ И ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВОВ Fe-Si. | 105 |
| Баранов М. А., Черных Е. В., Дубов Е. А., Старостенков М. Д. (Барнаул) ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ УПОРЯДОЧЕННЫХ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ОДНООСНОМУ ИЛИ ВСЕСТОРОННЕМУ СЖАТИЮ. | 106 |
| Власова Г. М., Сыцко В. Е. (Гомель/Беларусь) БИОДЕСТРУКЦИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА. | 107 |
| Осипов С. Н., Ивановский И. К., Билык В. А. (Минск/ Беларусь) ОЦЕНКА АНИЗОТРОПИИ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ИСХОДНОЙ КЕРАМИЧЕСКОЙ МАССЫ. | 108-109 |
| Наркевич Н. А., Зуев Л. Б. (Томск) ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С АЗОТОМ. | 109 |
| Наркевич Н. А., Гальченко Н. К. (Томск) ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩИХ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ. | 110-113 |
| Пискаленко В. В., Конева Н. А., Зуев Л. Б., Данилов В. И., Целлермаер В. Я., Громов В. Е., Коновалов С. В. (Новокузнецк, Томск) ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ. | 113-116 |
| Парфеньева Л. С., Смирнов Б. И., Смирнов И. А., Misiorek H., Jezowski A., Varela-Feria F. M., Martinez-Fernandez J., De Arellano-Lopez A. R. (Санкт-Петербург, Sevilla/ Spain, Wroclaw/ Poland) | 116 |
| ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ БИОМОРФНЫХ КОМПОЗИТОВ SiC/Si – НОВЫХ ЭКОКЕРАМИК КАНАЛЬНОГО ТИПА. | |
| Барон А. А., Бахрачева Ю. Ю. (Волгоград) ОЦЕНКА УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПО ВЕЛИЧИНЕ КРИТИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ ВДАВЛИВАНИЯ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР. | 117 |
| Степанова Л. И., Бодрых Т. И., Свиридова Т. В., Казаченко В. П. (Минск, Гомель/Беларусь) ТОНКОПЛЕНОЧНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ "НИКЕЛЬ- ИНКОРПОРИРОВАННЫЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫЕ ЧАСТИЦЫ ТРИОКСИДОВ ВОЛЬФРАМА ИЛИ МОЛИБДЕНА". | 118 |

| Брюховецкий В. В., Кузнецова Р. И., Клепиков В. Ф. (Харьков/Украина) РОЛЬ КОНТАКТНОГО ПЛАВЛЕНИЯ В СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ. | 119 |
|---|---------|
| Старостенков М. Д., Безносюк С. А., Старостенков Д. М., Демина И. А. (Барнаул, Усть- каменогорск/Казахстан) | 120 |
| ВОЗНИКНОВЕНИЕ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР В КРИСТАЛЛАХ – ЭЛЕМЕНТАХ САМООРГАНИЗАЦИИ СИСТЕМЫ НА ВНЕШНЕЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ. | |
| Гурьев А. М., Старостенков М. Д., Земляков С. А. (Барнаул) ОКОНЧАТЕЛЬНАЯ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА – МЕТОД ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ СТАЛИ ПРИ СОХРАНЕНИИ ПЛАСТИЧНОСТИ. | 121 |
| Старостенков М. Д., Попова Г. В., Скаков М. К. (Барнаул, Усть-Каменогорск/Казахстан) ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОАКТИВИРУЕМОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ДВУМЕРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ. | 122 |
| Старостенков М. Д., Полетаев Г. М., Демина И. А., Пацева Ю. В. (Барнаул, Усть- Каменогорск/Казахстан) МЕХАНИЗМЫ ЛИФФУЗИИ В ЛВУМЕРНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ. | 123 |
| Козулин А. А., Скрипняк В. А. (Томск) | 124 |
| ПРОЧНОСТНОЙ РАСЧЕТ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ. | |
| Ставров В. П., Карпович О. И. (Минск/Беларусь) КРИТЕРИЙ ПРОЧНОГО СОЕДИНЕНИЯ ЛЕНТ ИЗ АРМИРОВАННЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ. | 125-132 |
| Ставров В. П., Ставров В. В., Столяров А. И., Ткачев В. М. (Минск, Гомель/Беларусь) КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ ХРУПКОГО ПОКРЫТИЯ ВОДНО-КАПЕЛЬНОЙ СТРУЕЙ. | 133-140 |
| Андронов И. Н., Вербаховская Р. А., Богданов Н. П., Алиев Т. М. (Ухта) ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛЕЙ СТ3. | 141-144 |
| Андронов И. Н., Вербаховская Р. А., Алиев Т. М., Агиней Р. В., Теплинский Ю. А. (Ухта) ИЗМЕНЕНИЕ ТВЕРДОСТИ СТАЛЕЙ ПРИ НАГРУЖЕНИЯ. | 144-147 |
| Колупаев И. Н. (Харьков/Украина) ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ ОБЛАСТИ ВЫДЕЛЕНИЕ – МАТРИЦА В ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕН- НЫХ КОНДЕНСАТАХ. | 147-148 |
| Горохов В. М., Устинова Г. П. (Минск/ Беларусь) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФУНКЦИЙ ПОРИСТОСТИ В УСЛОВИЯХ ПЛАСТИЧНОСТИ СЖИМАЕМЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ИХ СТРУКТУРЫ. | 149 |
| Варданян С. А., Саркисян С. О. (Гюмри/ Армения). НЕКОТОРЫЕ ЗАДАЧИ О КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В УПРУГОЙ И ТЕРМОУПРУГОЙ ПЛАСТИНЕ ПО НЕСИММЕТРИЧНОЙ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ. | 150 |
| Сукнев С. В. (Якутск) МАСШТАБНЫЙ ЭФФЕКТ ЛОКАЛЬНОЙ ТЕКУЧЕСТИ СТАЛИ В НЕОДНОРОДНОМ ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ. | 151 |
| Кузавко Ю. А., Шавров В. Г. (Москва) НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ОБРАЗЦЫ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА С ТОЧКИ ЗРЕНИЯ АКУСТИКИ ДИССИПАТИВНЫХ СРЕД. | 152 |
| Кузавко Ю. А. (Брест/Беларусь) АКУСТИКА ДИССИПАТИВНЫХ СРЕД: ТЕОРИЯ, ЭКСПЕРИМЕНТ, ПРИМЕНЕНИЕ. | 153 |
| Кузавко Ю. А., Костюк Д. А. (Брест/Беларусь) ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ВЕНТИЛЬНЫХ МЕТАЛЛАХ. | 154 |

| Ильинский А. И., Лябук С. И., Зубков А. И. (Харьков/Украина) ЗЕРНОГРАНИЧНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОФАЗНЫХ КОМПОЗИТАХ МЕДЬ-МОЛИБДЕН. | 155 |
|---|---------|
| Карпук М. М., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Шавров В. Г. (Москва, Брест/Беларусь, Koszalin/Poland) ВЛИЯНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИИ И НЕЛИНЕЙНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА НА РАСПРОСТРАНЕНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН. | 155-156 |
| Карпук М. М., Коледов В. В., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Шавров В. Г. (Москва, Брест/Беларусь, Koszalin/Poland) АКУСТИЧЕСКИЕ СПЕКТРАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СВЕРХУПРУГОСТИ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА. | 156-157 |
| Коледов В. В., Кузавко Ю. А., Шавров В. Г. (Москва, Брест/Беларусь, Koszalin/Poland) ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТЫ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА. | 158 |
| Карпук М. М., Кузавко Ю. А., Шавров В. Г. (Москва, Брест/Беларусь, Koszalin/Poland) ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ РЭЛЕЕВСКИХ ВОЛН В ФЕРРОМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛАХ ГЕЙСЛЕРА В ОБЛАСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ. | 159 |
| Костюк Д. А., Кузавко Ю. А. (Брест/Беларусь) УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ИНТЕНСФИКАЦИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОРУНДОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА АЛЮМИНИИ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ. | 160 |
| Smirnov B. I., Kardashev B. K., Burenkov Yu. A., de Arellano-Lopez A. R., Martinez-Fernandez J., Varela-Feria F. M. (Санкт-Петербург, Sevilla/ Spain) YOUNG'S MODULUS AND INTERNAL FRICTION OF BIOMORPHIC SIC/SI COMPOSITE ON THE BASE OF EUCALYPTUS. | 161 |
| Orlova T. S., Smirnov B. I., De Arellano-Lopez A. R., Martínez Fernández J., Sepúlveda R. (Санкт- Петербург, Sevilla/ Spain) ELECTRIC RESISTIVITY ANISOTROPHY OF BIOMORPHIC SiC/Si COMPOSITES ON THE BASE OF SAPELE. | 162 |
| Зубков А. И., Субботин А. В., Зеленская Г. И. (Харьков/Украина) ПРОЧНОСТНЫЕ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОФАЗНЫХ КОМПОЗИТОВ Cu-Ta. | 162-163 |
| Зубков А. И., Ильинский А. И. (Харьков/Украина) О ПРОЧНОСТИ СТАРЕЮЩИХ СПЛАВОВ И ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НАНОФАЗНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ. | 163 |
| Смирнов А. Н., Жевненко С. Н., Климов М. Ю., Коженков А. С. (Москва) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ ПО ИЗОТЕРМАМ СЕГРЕГАЦИИ. | 164 |
| Прокошкин С. Д., Хмелевская И. Ю, Добаткин С. В., Столяров В. В., Трубицына И. Б., Коро- тицкий А. В., Инаекян К. Э., Прокофьев Е. А. (Москва, Уфа) ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ті-Ni, ПОДВЕРГНУТЫХ РКУ ПРЕССОВАНИЮ И КОМБИНИРОВАННЫМ ТМО. | 165 |
| Спивак Л. В., Скрябина Н. Е. (Пермь) ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ПОТЕРЮ ПЛАСТИЧНОСТИ И НЕКОТОРЫЕ ДИНАМИЧЕСКИЕ МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ СПЛАВОВ. | 166 |
| Чинокалов В. Я., Михаленко И. А. (Новокузнецк) РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА АРМАТУРЫ ДИАМЕТРОМ 25-28 ММ С ВЫСОКИМИ ПЛАСТИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ И ВРЕМЕННЫМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ РАЗРЫВУ БОЛЕЕ 520 МПа. | 167 |

| Эгамов М. Х., Каримов С. Н. (Худжант/Таджикистан) МИКРОСТРУКТУРА ПОЛИМЕРНЫХ ЦЕПЕЙ И РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИИЗОПРЕНОВ. | 168 |
|---|---------|
| Бледнова Ж. М., Касаткин С. В, Мышевский И. С., Стрелевский Д. (Краснодар) ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДЕТАЛЕЙ ХИМИЧЕСКИХ ПРОИЗВОДСТВ (ПЭВД). | 169-170 |
| Бледнова Ж. М., Чаевский М. И., Будревич Д. Г., Степаненко М. А. (Краснодар) КОМБИНИРОВАННЫЕ ДЕТАЛИ МАШИН С ЭЛЕМЕНТАМИ ИЗ МАТЕРИАЛА С ПАМЯ- ТЬЮ ФОРМЫ. | 170-171 |
| Бледнова Ж. М., Чаевский М. И. (Краснодар) ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АЗОТИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ. | 171-172 |
| Golubok D. S., Novakova A. A., Revokatov P. O., Semina V. K., Didyk A. Yu. (Москва, Дубна) STRUCTURAL CHANGES IN AMORPHOUS ALLOY FE-NI-SI-B AFTER IRRADIATION BY ENERGETIC HEAVY IONS. | 172-173 |
| Шаркеев Ю. П., Колобов Ю. Р., Шашкина Г. А., Хлусов И. А., Легостаева Е. В., Ерошенко А. Ю., Иванов М. Б., Братчиков А. Д. (Томск) СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ ДЛЯ МЕДИЦИНЫ НА ОС- НОВЕ ОБЪЕМНОГО НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА И КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНОГО ПОКРЫТИЯ. | 173-174 |
| Козлов Э. В., Шаркеев Ю. П., Рябчиков А. И., Курзина И. А., Степанов И. Б., Божко И. А., Калашников М. П., Сивин Д. О. (Томск) ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТОДАМИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНОЙ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ МЕТАЛЛОВ. | 174-175 |
| Тишков Н. И., Винидиктов В. М., Винидиктова Н. С. (Гомель/ Беларусь) ПРОЧНОСТЬ АДГЕЗИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПОЛИМЕРОВ С ЮВЕНИЛЬНОЙ ПОВЕРХ- НОСТЬЮ МЕТАЛЛОВ. | 176 |
| Агеев В. А., Вершина А. К. (Минск/ Беларусь) МОНИТОРИНГ ПРОЧНОСТНЫХ И ОПТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИОННО- ПЛАЗМЕННЫХ МЕТАЛЛО-ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ДЕКОРАТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ. | 177 |
| Kisel V. P., Kissel N. S. (Москва) KEY ROLE AND THE UNIVERSALITY OF DEFORMATION MECHANISMS IN PHASE TRANSITIONS IN SOLIDS, LIQUIDS, BIOLOGI-CAL TISSUES (TUMOR GROWTH, AGING, ADAPTATION TO STRESS AND MEDICAL TREATMENT ARE INCLUDED). | 178 |
| Банный В. А. (Гомель/Беларусь) ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ ФЕРРИТОВОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО РПМ. | 179 |
| Ермолович О. А. (Беларусь) ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БИОРАЗЛАГАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КРАХМАЛОНАПОЛНЕННОГО ПОЛИЭТИЛЕНА. | 180 |
| Аршинов К. И., Яснов В. В., Артемьев В. В, Князев А. Е. (Витебск/Беларусь) ГЕРМЕТИЗАЦИЯ ЛАМП НАКАЧКИ В ТВЕРДОТЕЛЬНОМ ЛАЗЕРЕ ЗА СЧЕТ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГАЛЕТНОГО УПЛОТНИТЕЛЬНОГО ПАКЕТА ФТОРОПЛАСТ-ИНДИЙ-ФТОРОПЛАСТ. | 181-183 |
| Кулак М. И., Медяк Д. М. (Минск/Беларусь) ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БУМАГИ. | 184-189 |
| Шепелевич В. Г., Сивцова П. А. (Минск/Беларусь) СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ ФОЛЬГ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ni-Cr, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОКАТКИ ИЗ РАСПЛАВА. | 190-194 |

| Анисович А. Г. (Минск/Беларусь) ВОЗМОЖНОСТЬ ФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ. | 195-196 |
|---|---------|
| Анисович А. Г. (Минск/Беларусь) ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СТРУКТУР В СПЛАВАХ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ. | 197 |
| Здор Г. Н., Шипица Н. А., Анисович А. Г., Ажаронок В. В. (Минск/ Беларусь) ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА ДЛЯ АНАЛИЗА СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ МИО. | 198 |
| Шевченко Н. В., Литовченко И. Ю. (Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУ- ШЕНИЯ СПЛАВОВ V-Ti-Cr. | 199 |
| Лысенко О. В., Сурикова Н. С., Тюменцев А. Н. (Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В В2 ФАЗЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА. | 199-200 |
| Можаровский В. В., Шилько С. В. (Гомель/Беларусь) О РАСЧЕТЕ НА ПРОЧНОСТЬ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИА- ЛОВ. | 200 |
| Плескачевскй Ю. М.,Шилько С. В. (Гомель/Беларусь) О ФИЗИЧЕСКОЙ АНАЛОГИИ ДИНАМИЧЕСКОГО ФРИКЦИОННОГО И СТАТИЧЕСКОГО АДГЕЗИОННОГО КОНТАКТА. | 201 |
| Хиженок В. Ф. (Гомель/Беларусь) ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ХИРУРГИЧЕСКИХ НИТЕЙ. | 202 |
| Черноус Д. А. (Гомель/Беларусь) НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ТРУБЧАТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ В ПРОЦЕССЕ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ. | 203 |
| Мартинкевич А. А., Николайчик А. В., Прокопчук Н. Р., Крутько Э. Т. (Беларусь) НОВЫЕ ЛАКОКРАСОЧНЫЕ ПОКРЫТИЯ С ПОВЫШЕННЫМИ ПРОЧНОСТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ. | 204 |
| Якимук В. П. (Брест/ Беларусь) О ХАРАКТЕРНЫХ ПРИЗНАКАХ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРОИТЕЛЬНЫЕ МА- ТЕРИАЛЫ. | 205 |
| Попко А. С. (Брест/Беларусь) О ПОВЕДЕНИИ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ КОЛОНН В УСЛОВИЯХ РЕАЛЬНОГО ПОЖАРА. | 206 |
| Кофанов В. А., Никитин В. И. (Брест/ Беларусь) ТЕМПЕРАТУРНО-ВЛАЖНОСТНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СТЕНКЕ ОГРАЖДАЮЩЕЙ КОН- СТРУКЦИИ. | 207 |
| Кулинич В. Г. (Брест/Беларусь) К ВОПРОСУ ПОВЕДЕНИЯ ДЕРЕВЯННЫХ КОНСТРУКЦИЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР. | 208 |
| Гавриленко С. Л. (Гомель/Беларусь) УТОЧНЕННАЯ МЕТОДИКА ИДЕНТИФИКАЦИИ КОНСТАНТ НЕЛИНЕЙНОГО ВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ТЕЧЕНИЯ ТИПА КУЭТТА. | 209 |
| Михалко М. Н., Садовский В. В., Докучаев В. Н. (Минск/ Беларусь) ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ПОЛИОКСАДИАЗОЛЬНЫХ ВОЛОКОН В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗ- ДЕЙСТВИЯ СВЕТОПОГОДЫ. | 210 |

| Гальченко Н. К., Кашина Е. Е., Белюк С. И. (Томск) МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА. | 211 |
|---|---------|
| Шахназаров А. Ю., Пряхин Е. И., Шахназаров Ю. В. (Санкт-Петербург) ФОРМА ОТПЕЧАТКОВ МИКРОТВЕРДОСТИ НА РАЗЛИЧНЫХ СПЛАВАХ. | 212 |
| Шахназаров К. Ю., Шахназаров А. Ю. (Санкт-Петербург) 0,5 ± 0,1 %С – КРИТИЧЕСКОЕ СОДЕРЖАНИЕ УГЛЕРОДА В СТАЛИ. | 213-214 |
| Пышминцев И. Ю., Саврай Р. А. (Екатеринбург) ФОРМИРОВАНИЕ ГЕТЕРОФАЗНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ ЛИСТОВЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. | 215 |
| Пинчук В. Г., Короткевич С. В., Прохоренко А. А. (Гомель/Беларусь) КИНЕТИКА УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПРИ МАЛОАМПЛИТУДНОМ ФРИКЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ. | 216 |
| Соковиков М. А., Ордянский В. Г. (Пермь) ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ. | 217-221 |
| Соковиков М. А. (Пермь) ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ УДАРЕ. | 222-229 |
| Ильинский А. И., Протасенко Т. А., Терлецкий А. С. (Харьков/Украина) ПРОЧНОСТНЫЕ И РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПРИПОЕВ ПОИН48-СВИНЕЦ-ПОИН48. | 229 |
| Комлева Н. В. (Витебск/ Беларусь) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ФОРМОВАНИЯ ВЕРХА ОБУВИ НА ПРОЧ- НОСТЬ НИТОЧНЫХ ШВОВ. | 230-232 |
| Матвеев К. С., Буркина Т. И., Солтовец Г. Н., Макеенко Н. Г. (Витебск/ Беларусь) ОЦЕНКА ПРОЧНОСТНЫХ ПАРАМЕТРОВ КРЕПЛЕНИЯ НИЗА ОБУВИ. | 233-237 |
| Крыленко А.В. (Полоцк) ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ РАЗРАБОТКИ МЕТОДИКИ КОСВЕННОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ОБОРУДОВАНИЯ И КОНСТРУКЦИЙ НЕФТЕ- ХИМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ. | 238-245 |
| Шалупаев С. В., Шершнев Е. Б., Никитюк Ю. В. (Гомель/Беларусь) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРАЕКТОРИИ РАЗВИТИЯ РАЗДЕЛЯЮЩЕЙ ТРЕЩИНЫ ПРИ ЛАЗЕРНОМ АСИММЕТРИЧНОМ ТЕРМОРАСКАЛЫВАНИИ МЕТОДОМ КОНЕЧНО- ЭЛЕМЕНТНОГО АНАЛИЗА. | 246 |
| Шалупаев С.В., Кондратенко В.И., Морозов В.П. (Гомель/Беларусь) ИЗМЕРЕНИЕ СРЕДНЕКВАДРАТИЧНОЙ ВЫСОТЫ МИКРОНЕРОВНОСТЕЙ ПО МЕТОДУ РАССЕЯННОГО СВЕТА С ВОЗМОЖНОСТЬЮ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТАТИСТИЧЕСКОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ ПОВЕРХНОСТИ. | 247-252 |
| Шевченок А.А., Виолентий Д.Р., Ломоносов В.А. (Минск/ Беларусь) ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ Al ₂ O ₃ | 253-258 |
| Radchenko A. V., Radchenko P. A. (Томск) STRENGTH OF BRITTLE ANISOTROPIC MATERIALS AT SHOCK-WAVE LOADINGS. | 259-261 |
| Гриценко Б. П., Кашин О. А. (Томск) ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОДОЗНОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СТАЛИ 45 ПРИ ТРЕНИИ. | 262-263 |

| Гуськов О. П., Мотовилина Г. Д., Хлусова Е. И. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ F40 УЛУЧШЕННОЙ СВАРИВАЕМОСТИ. | 263-264 |
|--|---------|
| Басинюк В. Л., Мардосевич Е. И., Макаревич Г. В., Сасковец В. В. (Минск/ Беларусь) КОМПЛЕКСНОЕ ЗАЩИТНОЕ ПОКРЫТИЕ НА ПОРШНЯХ ДИЗЕЛЕЙ. | 265-268 |
| Шипица Н. А., Жарин А. Л., Маркова Л. И., Фомихина И. Л. (Минск/ Беларусь) КИНЕТИКА ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ УСТАЛОСТНОМ ИЗНАШИВАНИИ. | 268-272 |
| Шипица Н. А., Жарин А. Л., Сарока Д. И., Дмитрович А. А. (Минск/Беларусь) ПРИМЕНЕНИЯ ДАТЧИКА КЕЛЬВИНА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ. | 273-279 |
| Андрушевич А. А., Ушеренко С. М., Шипица Н. А. (Минск/Беларусь) К ВОПРОСУ ДИНАМИЧЕСКОГО СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ. | 279-283 |
| Воробьев В. В. (Гомель/ Беларусь) ПРОЧНОСТНЫЕ АСПЕКТЫ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЛИНЕЙНОЙ ЧАСТИ МАГИСТРАЛЬНЫХ НЕФТЕПРОВОДОВ ПОСЛЕ СРОКА АМОРТИЗАЦИИ В УСЛОВИЯХ МАКСИМАЛЬНОЙ ЗАГРУЗКИ. | 284-291 |
| Чертов В. М., Глезер А. М., Татарников О. В. Сарбаев Б. С. (Москва) ВЫСОКОПРОЧНЫЙ БАЛЛОН ДЛЯ ХРАНЕНИЯ И ТРАНСПОРТИРОВАНИЯ ВОДОРОДА. | 291-294 |
| Деревягина Л. С., Стрелкова И. Л., Дураков В. Г., Донская Т. А. (Томск) О КОНФИГУРАЦИИ ЗОН ЛОКАЛИЗОВАННОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МАТЕРИАЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ. | 295-303 |
| Кулак М. И., Старченко О. П. (Минск/Беларусь) ФРАКТАЛЬНЫЙ ПОДХОД В ИССЛЕДОВАНИИ УПРУГИХ СВОЙСТВ БУМАГИ И ДЕКЕЛЯ. | 303-311 |
| Поболь И. Л., Куликов Г. П. (Минск/Беларусь) ЛЕЗВИЙНАЯ ОБРАБОТКА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ. | 311-317 |
| Кузьмин С.Л., Бетехтин К.В. (Санкт-Петербург) ОСОБЕННОСТИ МИКРОДЕФОРМИРОВАНИЯ У СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ. | 318 |
| Именной указатель | 319-321 |
| Содержание | 322-331 |

Научное издание

Актуальные проблемы прочности

Труды XLIII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (27 сентября – 1 октября 2004 г., г. Витебск), Часть 2, Витебск, 2004, 332 с.

Оформление и компьютерное макетирование Е. В. Черняевой