

МАТЕРИАЛЫ ТРИБОЭЛЕМЕНТОВ С РАЗЛИЧНЫМИ УРОВНЯМИ НЕРАВНОВЕСНОСТИ И УСЛОВИЯМИ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА САМООРГАНИЗАЦИИ

Виктор Аулин, Александр Кузык

*Кировоградский национальный технический университет
Пр-т Университетский, 8, г. Кировоград, Украина. E-mail: Aulin52@mail.ru*

Victor Aulin, Alexander Kuzyk

*Kirovograd national technical university
University Ave., 8, Kirovograd, Ukraine. E-mail: Aulin52@mail.ru*

Аннотация. Выявлено, что по степени устойчивости материалы которые используются в качестве трибоэлементов в триботехнических системах можно поделить на шесть классов, учитывая иерархию лидеров-дефектов, что соответствует последовательности: дислокации → частичные дислокации → сверхдислокации → вакансии → дисклинации → микротрещины.

Обосновано, что существует связь между уровнями неравновесности структуры деформированного материала и лидером-дефектов поверхностных слоев материалов трибоэлементов.

Показано, что переход от одного уровня неравновесности структуры к другому и выбор лидера-дефектов контролируется принципом максимума и минимума производства энтропии с помощью положительных обратных связей. Выявлено, что это обеспечивает активацию наиболее эффективного механизма диссипации энергии от одного уровня к другому и определяет последовательность смены лидера-дефектов и иерархию уровней неравновесности исходной структуры материала.

Дана классификация материалов трибоэлементов и уровни их неравновесностей с выделением лидера-дефектов. Охарактеризован каждый класс материалов с указанием их специфики по свойствам и процессам. Обоснована реализация возможных условий проявления эффекта самоорганизации в них.

Показано, что механизм диссипации энергии, подведенной к материалам, различный в зависимости от класса материала. Выявлено, что каждому из условий неравновесности характерный определенный диапазон пороговых значений накопленной энергии.

Обосновано, что в процессе эволюции триботехнических системах в материалах трибоэлементов, что находятся в напряженно-деформированном состоянии, при обмене энергией и веществом с окружающей средой возникает спектр неустойчивых диссипативных и вторичных структур, позволяющий на новом методологическом уровне управлять комплексом свойств реализаций состояний самоорганизации.

Ключевые слова: материал, трение, уровень неравновесности, лидер-дефектов, напряженно-

деформированное состояние, диссипация энергии, диссипативные структуры, самоорганизация.

ПОСТАНОВКА ПРОБЛЕМЫ

На сегодняшний день нерешенной остается проблема получения материалов трибоэлементов, которые структурно или функционально имеют возможность к реализации самоорганизации в условиях формирования, приработки и эксплуатации. Для ее решения требуется использование системно-направленного подхода и принципы синергетики к динамике изменения характеристик и свойств материалов, создание условий образования в поверхностных слоях диссипативных (ДС) и вторичных структур (ВС). Это можно наблюдать в триботехнических системах (ТТС), которые находятся в состояниях далеких от термодинамического равновесия. Такие системы имеют общее и универсальное свойство самоорганизации ДС и ВС в процессе обмена ТТС и ее элементов энергией и веществом между собой и с окружающей средой.

АНАЛИЗ ПОСЛЕДНИХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ПУБЛИКАЦИЙ

Выявлено что, в процессе обмена энергией и веществом в материалах трибоэлементов (ТЭ) ТТС происходят неравновесные фазовые превращения (ФП), наблюдаются динамическая нелинейность и резонансные возбуждения. Указанное характерно для систем с обратными связями. Это означает, что создание конструкционных материалов с необходимым комплексом характеристик и свойств для элементов ТТС требует разработки теорий управления обратными связями, заложенными в электронном спектре материала [1].

В данном направлении важной является концепция фрактального материаловедения [4], в основе которой лежат принципы создания фрактальной структуры путем управления обратными связями [4]. Особенно это касается легирования, создание композиционных материалов (КМ) и композиционных покрытий (КП), модифицирование материалов энергией физического поля, когда обратные связи отражены в электронном спектре сплава или компонентов КМ (КП). При этом используются представления о связи степени устойчивости структуры ма-

териала ТЭ в напряженно-деформированном состоянии (НДС) с определенным типом лидера-дефектов, контролирующего механизм диссипации энергии на стадии квазиравновесного процесса деформации поверхностного состояния материала деталей ТЭ [1, 5, 7]. Последнее требует тщательного рассмотрения с выяснением влияния лидера-дефектов на уровень неравновесности, которые существенно влияют на условия реализации самоорганизации ТЭ, тем самым на степень повышения износостойкости.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Целью данной работы является выяснения условий возникновения лидеров-дефектов в материалах, работающих в различных условиях трения и износа, с учетом развивающихся при этом уровней неравновесности и возникновения эффекта самоорганизации.

ИЗЛОЖЕНИЕ ОСНОВНОГО МАТЕРИАЛА

В условиях работы в ТТС материалы ТЭ по степени устойчивости можно поделить на шесть классов, учитывая иерархию лидеров-дефектов, что соответствует последовательности: дислокации → частичные дислокации → сверхдислокации → вакансии → дисклинации → микротрещины.

В процессе трения при деформации материалов ТЭ, в зависимости от исходной структуры, реализуется целый спектр точек бифуркаций, характеризующих изменение лидера-дефектов, ответственных за рассеивание энергии на различных стадиях функционирования материалов ТЭ как квазинеравновесной системы. Поэтому существует связь между уровнями неравновесности структуры деформированного материала и лидером-дефектов, контролирующим, щих их устойчивость характеристики и свойства.

Переход от одного уровня неравновесности структуры к другому и выбор лидера-дефектов обуславливается принципом максимума и минимума производства энтропии с помощью положительных обратных связей. Это обеспечивает активацию наиболее эффективного механизма диссипации энергии ДС и ВС от одного уровня к другому, определяет последовательность смены лидера-дефектов и иерархию уровней неравновесности исходной структуры материала ТЭ (рис. 1).

При этом эволюция структуры деформированного материала ТЭ включает переходы: организация → самоорганизация → организация. Основное внимание исследователей направлено на изучение организации структур без учета наличия точек бифуркаций, вблизи которых происходит самоорганизация ДС (ВС) и смена лидера-дефектов, осуществляющих организационную роль. Отметим, что изучение процессов организации структур материалов ТЭ при деформации их поверхностных слоев хотя и является очень важным, однако не несет полной информации об эволюции ТТС в целом.

Высокая информативность параметров, контролирующих точки бифуркаций, в силу их инвариантности к внешним условиям, дает максимальную информацию о контролирующих механизмах дефор-

мации поверхностных слоев ТЭ и свойствах среды, в которой происходит самоорганизация ДС и ВС.

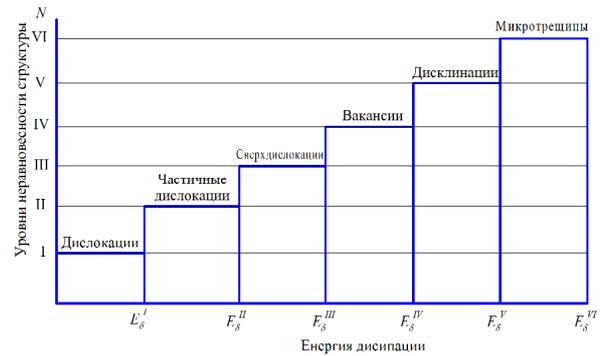


Рис. 1. Иерархическая структура лидеров-дефектов при различных уровнях неравновесности материалов ТЭ, ответственных за диссипацию энергии E_s^N :

$$E_s^I < E_s^{II} < E_s^{III} < E_s^{IV} < E_s^V < E_s^{VI}$$

Fig. 1. Hierarchical structure of leaders-defects at the different levels of nonequilibrium of materials of triboelement, accountable for dissipation of energy E_s^N :

$$E_s^I < E_s^{II} < E_s^{III} < E_s^{IV} < E_s^V < E_s^{VI}$$

Представление об иерархии лидера-дефектов, ответственных за тот или иной механизм диссипации энергии, позволяет провести разделение конструкционных материалов на шесть классов (табл. 1) по степени неравновесности их исходной структуры в НДС. Это дает возможность целенаправленно вводить структурные элементы в материал ТЭ, чтобы обеспечить их необходимые характеристики и свойства в ТТС.

Таблица 1. Классификация конструкционных материалов ТЭ по степени устойчивости структур поверхностных слоев в НДС

Table 1. Classification of construction materials of triboelement on the degree of stability of structures of superficial layers in mode of deformation

Класс конструкционного материала ТЕ	Уровень неравновесности	Лидер-дефектов	Механизм диссипации энергии	Пороговые значения накопленной энергии
С металлическими атомными связями (стали и сплавы)	I	Дислокации	Пластичная деформация	$E_s^0 \leq E_s \leq E_s^I$
Сверхупругие сплавы с памятью формы	II	Частичные дислокации	Деформация превращения	$E_s^I \leq E_s \leq E_s^{II}$
упорядоченные сплавы	III	Сверхдислокации	Сверхструктурная деформация	$E_s^{II} \leq E_s \leq E_s^{III}$
Структурно-стабильные сплавы	IV	Вакансии	Деформация ползучести	$E_s^{III} \leq E_s \leq E_s^{IV}$
Аморфные сплавы	V	Дисклинации	Негомогенные скольжения	$E_s^{IV} \leq E_s \leq E_s^V$
Конструкционная керамика	VI	Микротрещины	Микроразрушения	$E_s^V \leq E_s \leq E_s^{VI}$

Традиционно физико-механические, физико-химические и трибологические свойства материалов ТЭ связывают с исходной микроструктурой, в то время как эти свойства определяются динамической структурой, формируемой в НДС в процессе трения и износа. Такой подход был обусловлен тем, что НДС поверхностных слоев материалов ТЭ рассмат-

ривается без учета неустойчивости структуры в критических точках. Это ограничивало целенаправленное управление структурой, характеристиками и свойствами материалов, а фактически не позволяло получать материалы ТЭ с заданными характеристиками и свойствами [8, 9].

В процессе эволюции ТТС в материалах ТЭ, при обмене энергией и веществом с окружающей средой возникает спектр неустойчивых структур, позволяющий на новом методологическом уровне управлять комплексом характеристик и свойств [83].

Рассмотрим каждый уровень структурной неравновесности материалов ТЭ. Неравновесность I уровня наблюдается в материалах ТЭ с металлическим типом атомных связей. При получении таких материалов в условиях близких к равновесным образуются дефекты в виде дислокаций, способных при подведении энергии размножаться и эффективно превращать подведенную энергию в тепловую. Это придает материалу ТЭ свойства пластичности. Отметим, что часть энергии, которая перешла в тепловую энергию является неразрушающей составляющей энергии диссипации.

С другой стороны, дислокации, что задерживаются у препятствий, повышают внутреннюю энергию материала. Эффект упрочнения материала ТЭ, связанный с повышением плотности дислокаций ограничивается достижением в его локальных объемах критического значения плотности дислокаций, что обуславливает образование неустойчивых метастабильных фаз. Последнее может способствовать переходу к механизму нарушения диссипации энергии. В случае многофазных материалов этому переходу предшествует включение каналов диссипации энергии, связанных с лидером-дефектов, что имеют вид частичных дислокаций и сверхдислокаций, распадом метастабильных фаз при образовании вакансионных потоков.

Неравновесная структура II уровня наблюдается в сверхупругих материалах ТЭ, имеющих эффект памяти формы. Особенность этого класса материалов ТЭ заключается в наличии в их структуре термоупругого мартенсита, что обуславливает преимущественный механизм напряженного состояния - деформацию превращений, которые осуществляются с помощью двойниковых дислокаций, что являются частичными дислокациями. Для таких дислокаций вектор Бюргерса не равен параметру решетки материала ТЭ.

Двойниковые дислокации (дислокации превращения), в отличие от полных дислокаций, исчезают сразу после снятия нагрузок, обеспечивая возврат материала в исходное состояние. Материалы с памятью формы способны деформироваться на 10...20% и возвращаться к исходному состоянию после снятия нагрузки.

Мартенситные превращения материалов, связанные с перестройкой кристаллической решетки, осуществляются путем кооперативного движения атомов. Теоретические исследования $\gamma \leftrightarrow \alpha$ мартенситных превращений проводятся с использованием кристаллогеометрического, термодинамического и волнового подходов [11, 12, 14], однако только вол-

новый подход способен описать динамику $\gamma \leftrightarrow \alpha$ мартенситных превращений.

Наблюдается нелинейный характер волнового процесса и его адиабатичность, а также большие градиенты температуры и химического потенциала электронов в межфазной области. Это показывает, что $\gamma \leftrightarrow \alpha$ мартенситные превращения являются сильно неравновесными процессами с характерными признаками самоорганизации структур [13, 14].

В модели М.П. Кашенко [1] процесс роста мартенсита описывается как процесс самоорганизации, связанный с распространением в кристаллической решетке волн смещения, генерирующих и усиливающих неравновесными 3d-электронами. Просматривается связь между процессами, происходящими на микроскопическом (особенности строения зонного спектра электронов) и макроскопическом (морфологические признаки) уровнях. Кинетику стадии быстрого роста кристаллов мартенсита при $\gamma \leftrightarrow \alpha$ мартенситных превращениях, можно рассматривать как управляемый процесс волнами смещений, высокий уровень которых поддерживается за счет процессов индуцированного излучения неравновесными 3d-электронами фононов. При этом кооперативное смещение атомов материала возникает только в случае существенно неравновесных условиях в подсистеме 3d-электронов.

Кооперативное смещение атомов при $\gamma \leftrightarrow \alpha$ мартенситном превращении обеспечивает:

- бездиффузионный механизм превращения, при котором сохраняется постоянной концентрация элементов в исходной и мартенситной фазах;
- сдвиговый механизм превращения исходной фазы в мартенситную, что проявляется на характере рельефа на полированной поверхности материала ТЭ;
- характерную форму кристаллов мартенсита и полную плоскость смещения для мартенситного превращения (плоскость Габитуса);
- строгое ориентационное соответствие кристаллических решеток исходной и мартенситной фаз;
- наследование дефектов исходной и мартенситной фаз.

В результате обратимости деформационных преобразований сохраняемых когерентности границ двойников, одним из основных эффектов мартенситного превращения является проявление памяти формы кристаллических решеток. Условием обратимости деформации является. В этом случае реализуется упругое двойникование, характеризующее исчезновение двойника после снятия нагрузки. Двойникование материала ТЭ в данном случае является ДС и существует в системе только при постоянной подаче энергии к ней. Заметим, если процесс двойникования сопровождается аккомодационной дислокационной пластичностью, то двойники становятся необратимыми, поскольку удерживаются упругими полями и поддерживаются внутренней энергией, что является важным при реализации процессов самоорганизации.

Условия, способствующие полной кристаллографической обратимости и полному возврату

накопленной деформации, заключается в возникновении:

- упорядоченной структуры, потому что решетка исходной фазы может быть восстановлена движением атомов при обратимом мартенситном превращении по одному пути - "только обратно";

- более низкой симметрии кристаллической решетки мартенситной фазы в сравнении с исходной фазой, чем уменьшается количество вариантов обратимого мартенситного превращения по сравнению с прямым;

- способности восстанавливать исходное энергетическое состояние, обусловленное дефектами кристаллического строения, характерными для высокотемпературной фазы при прямом мартенситном превращении, т. к. при обратном мартенситном превращении возможно наследование полных дислокаций, если они могут легко превратиться в дислокации новой структуры, при этом унаследованность частичных дислокаций дефектов упаковки и двойников затруднено;

- обратимости степени искажения кристаллографической решетки мартенсита при повышении температуры мартенситного превращения особого рода и др.

Выявлено, что контролирующим структурным фактором в кристаллографической обратимости мартенситного превращения является исключение лидера-дефектов - дислокаций и активация частичных дислокаций, определяющих механизм двойникования.

Согласно классическим представлениям ансамбль атомов, расположенных в узлах кристаллической решетки твердых растворов, по мере снижения температуры должен или упорядочиться, или распаться на несколько фаз. При этом поверхностный слой материалов ТЭ снижает свою энергию путем самоорганизации ДС при переходе "беспорядок-порядок". На сегодняшний день проведено много экспериментальных и теоретических исследований [15], по выявлению большого многообразия кристаллографических и структурно-морфологических аспектов атомного упорядочения.

Ближний порядок в таких условиях характеризуется попыткой атомов одного сорта окружить себя преимущественно атомами другого сорта (положительный ближний порядок). Структура материала при дальнем порядке характеризуется разделением кристаллической решетки при температуре ниже температуры Курнакова на совокупность подрешеток, каждая из которых в идеальном случае связана только с одним сортом атомов. Эта температура является точкой бифуркации, что соответствует неравновесному фазовому переходу к дальнему порядку. Параметры, которые контролируют этот переход, взаимосвязаны между собой:

$$T_{кн} = \frac{A_y \cdot W_g}{k}, \quad (1)$$

где: k – постоянная Больцмана, A_y - константа, зависящая от типа упорядочения и состава упорядоченного сплава, W_g - энергия упорядочения.

При образовании сверхструктур (III уровень

неравновесности) при переходе через точку бифуркации $T_{кн}$ наблюдается снижение симметрии, что характерно для нелинейного поведения материалов элементов ТТС. Механизм диссипации энергии упорядоченных деформированных сплавов при переходе через порог упругости связан с движением сверхдислокаций. Это предусмотрено исходной структурой упорядоченных сплавов, имеющих сверхструктуры.

Ответственным за образование сверхдислокаций в упорядоченных материалах (сплавах) является особый тип дефекта - антифазные пределы. Антифазные пределы - это плоские дефекты, наблюдаемые в упорядоченных материалах ТЭ, в которых растет период идентичности в направлении вектора смещения. При движении дислокации с обычным вектором Бюргерса за ней остается полоска антифазного предела из-за неполного, с точки зрения идеальной сверхструктуры, смещения одной части кристалла относительно другой. В результате в плоскости границы образуются пары из одинаковых соседних атомов, которые отсутствуют в объеме упорядоченного домена.

Количественной характеристикой антифазных пределов является вектор смещения, на который надо сместить упорядоченный домен, находящийся по одну сторону границы, чтобы он полностью совпал с доменом, что лежит по ее другую сторону. Как и вектор Бюргерса дислокаций, антифазный вектор является инвариантным параметром. Он определяет энергию антифазной границы и характеризует ее тип. Вектор смещения соответствует полному вектору трансляции в неупорядоченной решетке и характеризует сдвиг между различными подрешетками, на которые распределяется кристалл при переходе в упорядоченное состояние.

Необходимым условием устойчивости доменной структуры является существование не менее четырех различных типов доменов, а следовательно и четырех подрешеток упорядочения в сверхструктуре [17, 18]. Упорядоченная решетка наследует особенности дислокационного строения неупорядоченной решетки.

Ансамбль дислокаций, что способен двигаться в упорядоченной решетке, без изменения характера расположения атомов в плоскости скольжения, является сверхструктурной дислокацией (сверхдислокацией), которая состоит из группы (двух и более) близлежащих одноименных дислокаций, соединенных между собой полосками антифазных границ.

Переход к упорядочению приводит к замене грубого некристаллического скольжения по плоскости, соответствующий максимальным сдвиговым напряжениям, тонким кристаллографическим скольжениям.

Отметим, что атомное упорядочение по своему воздействию на микрогеометрию скольжения эквивалентно процессу снижения температуры при деформации неупорядоченных сплавов или повышение скорости деформации. Эти особенности связаны с контролирующим влиянием сверхдислокаций на рассеивание энергии при переходе через порог упругости и, как следствие, к проявлению особых

физико-механических свойств материала ТЭ.

Отметим, что в трибоматериаловедении особым классом упорядоченных сплавов является интерметаллиды [18]. Необычный комплекс их свойств обусловлен следующим:

- интерметаллиды являются природно-прочными материалами и их свойства с увеличением температуры деградируют не слишком резко;

- интерметаллиды типа алюминидов, титанидов и силицидов имеют низкую или очень низкую плотность, что повышает удельную прочность материалов;

- модуль упругости интерметаллидов высокий и менее чувствителен к температуре, чем в других упорядоченных сплавах;

- через упорядоченность структуры интерметаллиды имеют низкий коэффициент самодиффузии, чем обеспечивается высокое сопротивление ползучести, рекристаллизации и коррозии материала.

Важным фактором в поведении интерметаллидов при деформации в процессе трения и износа является отсутствие связи между пластичностью и видом разрушения. Предусматривается, что склонность интерметаллидов к хрупкому разрушению можно преодолеть путем макро- и микролегирования или обработкой концентрированными потоками энергии (КПЭ), например лазерным излучением (ЛИ) [6,7].

Лидером-организатором структур термически стабильных сплавов (IV уровень неравновесности) являются вакансии, которые проявляют свои свойства в условиях высокотемпературной ползучести. Их влияние связано с тем, что в этих условиях на атомном уровне они контролируют скорость процесса неактивированного скольжения самых дислокаций. Переползание дислокаций обусловлено притоком вакансий в экстраплоскости.

Механизмы деформации, основанные на последовательности процессов "скольжения-переползания-скольжения", относят к ползучести, контролируемой переползанием дислокаций или вакансионными процессами. В этих условиях зависимость скорости ползучести от напряжения носит ступенчатый характер, а процесс ползучести связан с перестройкой дислокационной структуры с неупорядоченной в упорядоченную (полигональную). Процесс ползучести является стабильным до тех пор, пока полигонизация остается преобладающим механизмом организации структуры напряженно-деформированного материала ТЭ. Конкурирующим механизмом при этом является рекристаллизация. Неустойчивость динамической структуры можно обосновать исчерпанием возможностей диссипации энергии путем организации полигональных структур (при $E_S = E_S^{IV}$) и преимуществом механизма рекристаллизации.

Для повышения уровня энергии диссипации при ползучести материала необходимо формирование такой исходной микроструктуры, которая снижает скорость переползания дислокаций и контролирует поток вакансий к экстраплоскости. Скорость переползания дислокаций приближенно описывается уравнением:

$$v_c \approx v_j \cdot c_j, \quad (2)$$

где: v_j - скорость перемещения ступенек вдоль дислокационных линий, контролируемых потоком вакансий, c_j - концентрация ступенек.

Соотношение (2) показывает, что оптимизация структуры термически стабильных материалов (сплавов) связана со снижением концентрации ступенек и коэффициента диффузии D , поскольку скорость v_j пропорциональна коэффициенту диффузии D . Это достигается легированием сплава или поверхностного слоя материала ТЭ тугоплавкими элементами и модифицирования КПЭ.

С другой стороны, снизить подвижность дислокаций можно путем микролегирования примесями с использованием КПЭ. При этом примеси блокируют ступеньки дислокаций, утрудняя их взаимодействие с вакансиями.

Существует большое количество экспериментальных работ [4,18], в которых исследуется влияние легирования твердого раствора на сопротивление ползучести и моделей, построенных на их основе. Обычно рассматривают две группы зависимостей скорости ползучести от напряжения: с показателем $n = 4 \dots 7$ и с $n = 3$. Первые значения показателя характерны для чистых металлов и очень разбавленных твердых растворов. В этом случае рассматривается ползучесть, контролируемая переползанием дислокации. Зависимость, при $n = 3$, соответствует ползучести, контролируемой вязким торможением. При этом движение дислокаций тормозится атмосферой атомов растворенного вещества, движущихся в кристалле за необычным механизмом.

Исследования показывают, что комплексное микролегирование позволяет управлять структурой и свойствами сплавов на основе тугоплавких металлов, повышать пластичность и обрабатываемость материалов. Следует отметить, что к термически стабильным сплавам относятся и сплавы, которые в силу структурного состояния могут деформироваться только по механизму ползучести (карбиды, оксиды, бориды и др.).

Аморфные сплавы, имеющие V уровень неравновесности материалов ТЭ, характеризуются отсутствием в атомной структуре дальнего и наличием ближнего порядка, исключаются все контролирующие механизмы диссипации энергии с участием лидеров-дефектов I-IV уровней неравновесности.

Поведение аморфного сплава на мезоуровне подобно идеальной пластичности материалов. Экспериментальные данные показывают, что критическое напряжение сдвига τ_c в деформированном поверхностном слое ТЭ растет пропорционально его толщине.

Основными параметрами пластической текучести аморфного материала является скорость движения полосы скольжения и предел текучести. Схематическая температурная зависимость предела текучести материала ТЭ приведена на (рис. 2).

Изменение типа представленной зависимости в точках перехода от одной области к другой при $T = T_1^*$, $T = T_2^*$ соответствует точкам бифуркаций и структурным перестройкам в аморфных материалах

под действием напряжения. Наличие горизонтального участка на температурной зависимости предела текучести τ_c (область II) позволяет представить его в виде суммы двух составляющих:

$$\tau_s = \tau_{sa} \pm \Delta\tau_s. \quad (3)$$

Составляющая τ_{sa} связана с сопротивлением сдвига при неомогенной скольжении, обусловленной локализацией деформации в полосах скольжения, в то время как основной объем материала подliegt упругой деформации. Такое течение нечувствительно к скорости деформации и температуре и характеризуется отсутствием стадии упрочнения. Интервал $T_1^* \leq T \leq T_2^*$ определяет температурную область аморфного состояния материала ТЭ при деформации его поверхностного слоя, когда подведенная энергия в виде энергии полей температуры и напряжения недостаточна для изменения этого состояния. Это дает температурам T_1^* , T_2^* высокую информативность, поскольку вблизи них материал теряет особенности своего структурного состояния и необычные свойства.

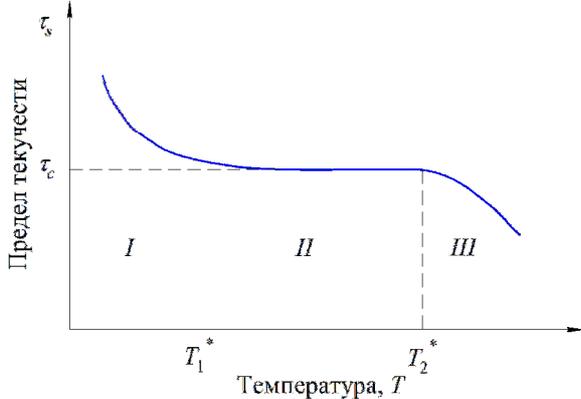


Рис. 2. Схематическое изображение типичной зависимости предела текучести аморфного материала поверхностного слоя ТЭ от температуры:

T_1^* , T_2^* – температуры на границах областей; область I отвечает резкому снижению τ_c/G с изменением температуры; область II – инвариантности τ_c/G относительно температуры; область III – снижение τ_c/G с увеличением температуры

Fig. 2. Schematic representation of a typical dependence of the yield of the amorphous material layer surface temperature triboelementov:

T_1^* , T_2^* - temperature at area boundaries; area of the I-chamber sharp decrease in τ_c/G with a change in temperature; region II – invariance τ_c/G with respect to temperature; region III – reduction of τ_c/G with increasing temperature

Характерной особенностью структуры аморфных сплавов является отсутствие кристаллографических плоскостей скольжения. В связи с чем для описания механизма скольжения эффективные являются модели аморфных сплавов, предполагающие поликластерное строение материала. А.С. Бакай [1, 19] разработал поликластерную модель аморфных твердых материалов на основе конструктивного определения класса топологически неупрочненных структур, сохраняющих достаточно большую общность. Предполагается, что границы кластеров имеют то

же атомное строение что и слои скольжения материала. Но благодаря случайности, упаковка кластеров и их произвольной формы, сквозная трансляционно-инвариантная междокластерная граница отсутствуют.

С другой стороны, смещение по поверхности соответствует однородным напряжением сдвига, невозможно без разрывов связей по кластерным границам. Поэтому скольжения путем движения дислокаций происходит вдоль тех участков кластерных границ, где касательные напряжения достигают критического значения. Неомогенная пластическая деформация аморфных сплавов сопровождается микроразрушением, т. е. наблюдается конкурирующий механизм.

Выявлено, что управление свойствами поверхностных слоев аморфных материалов ТЭ требует создания метастабильных сплавов с особым механизмом диссипации энергии - неомогенным скольжением с участием лидера-дефектов - дисклинаций.

Важным классом неорганических твердых материалов являются сплавы, структура которых исключает все виды диссипации энергии, связанные с деформацией, обеспечивая лишь механизм, связанный с микроразрушением.

Решетка графита может быть перестроена в решетку алмаза путем отвода системы от термодинамического равновесия за счет создания градиента температур и напряжений. Это позволяет создавать динамические ДС, отвечающие VI уровню неуравновешенности. Речь идет о формировании в указанных условиях сдвигово-неустойчивых фаз, обеспечивающих деформацию материала за счет смещения на его границах. Реализуя при этом аномально высокие диффузные потоки создаются условия для самоорганизующейся перестройки кристаллической решетки. Последнее означает, что получение искусственных алмазов - это создание условий для самоорганизации (а не организации) кристаллических структур.

В данном случае до температуры $0,5T_s$ энергетически более выгодно проводить рассеивание подведенной энергии путем разрыва межатомных связей, чем путем пластического течения. Указанные структурные особенности материалов ТЭ обуславливают и другие последствия: энергия образования и движения точечных дефектов очень большая, так что при заданной гомологической температуре диффузные процессы также более заторможены, чем в других классах материалов более низкого уровня неравновесности структуры.

Известно, что структура алмаза соответствует идеальному сверхтвердому материалу и является моделью структур VI уровня неравновесности, при максимальном уровне напряжения.

Конструкционная керамика – второй пример материала, относящегося к VI уровня неравновесности структуры и способным проводить рассеивание энергии только путем создания новых поверхностей раздела.

Синтез материалов ТЭ, связанных с VI уровнем неравновесности структуры, возможен в существенных неравновесных условиях. Так, многочисленные

исследования образцов из материалов, прошедших обработку КПЭ, благодаря большим градиентам температур, напряжений, химического потенциала, происходит интенсивный рост концентрации дефектов кристаллической решетки материала.

Рассмотренные классы материалов ТЭ свидетельствуют о том, что при их синтезе и получении комплекса необходимых характеристик и свойств необходимо учитывать уровни неравновесности структуры материалов и влияние на них лидера-дефектов и выявления условий реализации процессов самоорганизации и формирования соответствующих ДС и ВС в поверхностных слоях материалов ТЭ.

ВЫВОДЫ

1. На основе лидера-дефектов материалов проведена классификация уровней неравновесности их структур.

2. Выявлена специфика свойств материалов по выделенных классов, а также рассмотрены диссипации энергии с процессом образования ДС и ВС и обоснованы условия реализации возможных проявлений эффекта самоорганизации.

3. Показано, что классы материалов, из которых изготавливаются трибоэлементы, по уровню их неравновесности зависят от механизма диссипации энергии, подведенной при их обработке, и каждому из них характерный определенный диапазон пороговых значений накопленной материалом энергии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Аулин В.В. 2014.** Физические основы процессов и состояний самоорганизации в триботехнических системах: монография. Кировоград. 370.
2. **Багиров И.З. 1963.** Исследование деформации и сопротивления грунта при взаимодействии с клином при различных скоростях: автореф. дисс. на соискание науч. степени канд. техн. наук: 05.20.01 "Механизация сельскохозяйств. производства". Минск. 18.
3. **Бутенко В.И. 2004.** Физико-технологические основы формирования управляемых структур сталей и сплавов. Таганрог, ТРТУ. 264.
4. **Емельянов С.В., Коровин С.К. 1997.** Новые типы обратной связи: управление при неопределенности. М.: Наука. 352.
5. **Ермолаев Ю.Л., Санин А.Л. 1989.** Электронная синергетика. Л.: ЛГУ. 215.
6. **Аулин В.В., Бобрицкий В.Н., Тихий А.А. 2010.** Динамика изменения напряженно-деформированного износного состояния РЭ РОПМ при различных вариантах упрочнения. Проблемы трибологии (Problems of tribology). Хмельницкий: ХНУ, №3. 54-59.
7. **Аулин В.В., Бобрицкий В.Н., Тихий А.А. 2013.** Обеспечение самоорганизации формы деталей с резальными элементами при их изготовлении. Проблемы трибологии (Problems of tribology). – Хмельницкий: ХНУ. №3. 104-108.
8. **Бетенья Г., Анискович Г. 2013.** Модификация структуры и механических свойств стали пониженной прокаливаемости при импульсном закалочном охлаждении жидкостью. Motrol. Commission of Motorization and Energetics in Agriculture. Lublin. Vol.15. No 7. 79-85.
9. **Скобло Т., Рыбалко И., Сидошенко А., Тихонов А., Науменко А. 2013.** Оценка термических напряжений при восстановлении деталей новым методом наплавки. Motrol. Commission of Motorization and Energetics in Agriculture. Lublin. Vol.15. No 7. 17-23.
10. **Аулин В.В., Соловых Е.К., Бобрицкий В.Н., Жулай А.Ю. 2006.** Моделирование процессов формирования структурозависимых свойств при проектировании композиционных материалов и покрытий. Машиностроение и техносфера XXI века / Сб. трудов XIII междунар. научн.-техн. конф. Севастополь. Том 1-5. Донецк: ДонНТУ, Том 5, 231-239. (Украина).
11. **Аулин В.В. 2004.** Определение объемного склада наполнителя в антифрикционном композиционном покрытии. Машиноведение, №7(85). 49-53. (Украина).
12. **Аулин В.В. 2010.** Общие закономерности эволюции та самоорганизации в трибосистемах. Современные проблемы трибологии: Тезы докладов междунар. науч.-техн. конф. К.: ИВЦ АЛКОН НАН Украины, 94. (Украина).
13. **Rogovskiy L. L. 2011.** Znosostiykist vidnovlenih poverhon korpusnih detaley silskogospodarskih mashin. Motrol, – Motoryzacja i energetyka rolnictva. Motorization and power industry in agriculture. – Lublin. Tom 13 V. 107-110.
14. **Любимов Б.Я., Матвеев Л.В. 1993.** Диссипативные процессы в кристаллах с дислокациями. Прикл. механ. и техн. физика. Т. 34, № 4. 154-160.
15. **Алямовский А.А. 2004.** SolidWorks / COSMOSWorks. Инженерный анализ методом конечных элементов. М.: ДМК Пресс, 432.
16. **Владимиров В.И. 2008.** Проблемы физики трения и изнашивания. Трение, износ, смазка, www.trbo.ru. Т.10, №2. 7-31.
17. **Бурлакова В.Э. 2006.** Трибоэлектрохимия эффекта безызносности: автореф. дисс. на соиск. уч. степени д-ра. техн. наук: спец. 05.02.04 "Трения и износ в машинах", 02.00.04. Физическая химия / В.Э. Бурлакова. Ростов-на-Дону, 42.
18. **Вакс В.Г. 1997.** Кинетические явления в упорядочивающихся сплавах. Соросовский общеразовательный журнал. №8. 105-115.
19. **Балакшин О.Б. 2008.** Гармония саморазвития в природе и обществе: Подobie и аналогия. М.: ЛКИ, 344.
20. **Бутаков Б. 2012.** Разработка технологий объемного и поверхностного упрочнения металлов и сплавов. Motrol. Lublin. Vol.14. №2. 5-12.
21. **Васылив Х., Вынар В., Рацька Н., Панасюк П. 2013.** Влияние температуры окисления на микромеханические и трибологические свойства сплава системы Nb-Ti-Al. Motrol. Commission of Motorization and Energetics in Agriculture. Lublin. Vol.15. No.4. 186-192.

CREATION OF WEARPROOF MATERIALS AT DIFFERENT LEVELS OF NONEQUILIBRIUM AND TERMS OF REALIZATION OF EFFECT OF SELF-ORGANIZATION

Summary. Today remains the problem of obtaining materials triboelements that are structurally or functionally have the ability to self-realization in the conditions of formation, the running and operation.

It is proved that there is a connection between the levels of non-equilibrium of the deformed structure of the material and the leader-defect control system stability.

The transition from one level to another non-equilibrium structure and the choice of the leader-controlled defects principle of minimum entropy production by means of positive feedback. This allows the activation of the most efficient energy dissipation mechanism from one level to another, determines the sequence of changes in the leader-defects and hierarchy levels nonequilibrium initial structure triboelementov material.

The classification of the levels of non-equilibrium structures of construction materials, which are allocated

certain leaders of the defects. It is shown that the focus of research aimed at studying the structures of the organization without regard to the presence of bifurcation points, near which there is a self-organizing dissipative structures and a change of leader, defects, carrying out optional role.

It is shown that the classes of construction materials, triboelementov, and levels of disequilibrium dissipation depends on the mechanism of summing up their energy during processing, as well as each of them characterized by a certain range of threshold values stored energy.

It was revealed that in the process of evolution triboelementov systems in structural materials triboelementov that are in the stress-strain state in the exchange of energy and matter with the environment arises range unsustainable, but allows you to variety methodological level control of properties

It is characterized each class of materials with an indication of their specific features in properties and processes. Reasonable implementation of the possible conditions of manifestation of self-organization effect.

Key words: material, friction, level of nonequilibrium, leader - defect, tensely-deformed state, dissipation of energy, dissipative structures, self-organization.