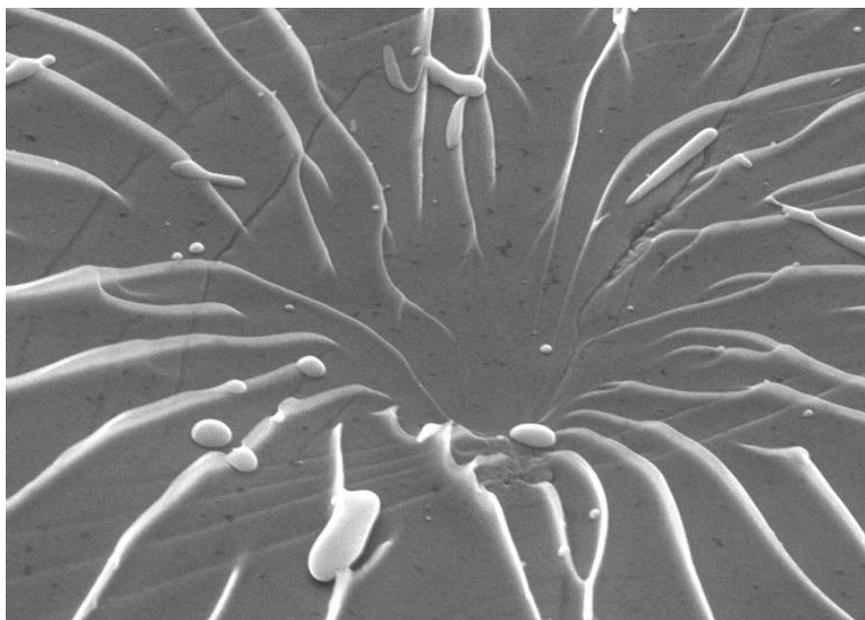


I Международная школа

**«Физическое
материаловедение»**

Тольятти
22 - 26 ноября 2004 г.

Сборник тезисов



Тольятти,
2004

Министерство образования Российской Федерации
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Межгосударственный координационный совет
по физике прочности и пластичности материалов
Тольяттинский государственный университет

I Международная школа «Физическое материаловедение»

22 - 26 ноября 2004 года

Тольятти

Сборник тезисов

**Тольятти, Россия
2004**

Ответственный редактор
доктор физико-математических наук
Д. Л. Мерсон

I Международная школа «Физическое материаловедение»: сборник тезисов.
(22-26 ноября 2004 г., Тольятти) ТГУ, Тольятти, 2004, 72 с.

ЦИФРОВАЯ РЕКОНСТРУКЦИЯ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ

Кудря А. В., Соколовская Э. А., Ионова Н. В.

*Московский государственный институт стали и сплавов
(технологический университет), Москва, Россия,
avkudrya@inbox.ru*

Влияние неоднородности микроструктуры, неравномерного распределения неметаллических включений (НВ) на вязкость стали можно проследить по строению изломов. Классические методы сканирующей электронной микроскопии дают только качественные оценки. Однако современные программные продукты обеспечивают реконструкцию трехмерного изображения изломов.

С этой целью стереопары вязких изломов ударных образцов стали 40Х2Н2МА, полученные на сканирующем электронном микроскопе "Стереоскан-150" ($\times 2000$, угол конвергенции 2^0), обрабатывали при помощи программы PHOTOMOD. Проводимая процедура взаимного ориентирования снимков включала в себя набор соответственных точек (пар точек на левом и правом фотоснимках, коэффициент корреляции между которыми был не менее 0,95) и последующее определение продольного параллакса, величина которого должна быть не менее (0,8 - 1). После проведения взаимного ориентирования и трансформирования получали стереоизображение – наложение двух изображений.

Для получения цифровой модели определяли Z – координату (высоту) N точек стереоизображения. Количество точек выбирали с учетом рельефа поверхности разрушения. Цифровая модель – плоское изображение поверхности, с координатами каждой точки X , Y и Z – позволила получить профили, параллельные и перпендикулярные направлению распространения трещины (представляющие собой случайно-периодический рельеф), микро-рельеф поверхности и карту изменений его высот. По каждому профилю определялась зависимость суммарной длины профиля L от шага его измерения δ в логарифмических координатах. В результате аппроксимации данной зависимости МНК определялся угол наклона прямой, соответствующий фрактальной размерности. Показано, что модель линейна (по критерию Фишера) с риском 0,05, т.е. на всем диапазоне масштабов измерения рельеф разрушения самоподобен. Анализ изменения фрактальной размерности от числа профилей позволил оценить ошибку воспроизводимости.

Реконструированные профили ямок (с риском 0,05) имели параболическую форму, однако встречались ямки и более сложной формы. В своем большинстве они были анизотропны, например, в том случае, когда иницирующие их включения находились достаточно близко друг от друга. Отношение диаметров ямок ($A = d_x/d_y$) находилось в пределах от 0,38 до 2,25.

Для определения глубин ямки в ее вертикальном сечении находили точку, равную половине расстояния между верхним и нижним ее краем. Расстояние от этой до нижней точки дна ямки соответствовало ее глубине. Аномально большие и маленькие ямки из рассмотрения при этом исключали. Критерий их исключения – отклонение от средних размеров ± 5 раз, таких ямок было не более 5 %. Просмотренная площадь составила не менее $0,64 \text{ мм}^2$ на вариант, количество ямок при этом варьировалось от 60 до 80. Показано, в частности, что полуторократному различию ударной вязкости соответствовало полуторократное различие глубин ямок. Это может быть обусловлено большим вкладом микропластической деформации при образовании вязкого излома вследствие более высокой чистоты стали по НВ (их доля включений меньше в 2,3, а плотность – в 1,7 раз соответственно).

ОПИСАНИЕ МЕЗОРЕЛЬЕФА ИЗЛОМА ДЛЯ ПРОГНОЗА ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Кудря А. В., Сухова В. Г.

*Московский государственный институт стали и сплавов
(технологический университет), Москва, Россия,
vgs@nm.ru*

Наблюдаемый [1] при разрушении конструкционных сталей ступенчатый мезорельеф создан случайными отклонениями траектории трещины относительно макроплоскости излома. Длина ступеней (параллельно фронту трещины) много больше их ширины, так что достаточно описать траекторию трещины как кривой на плоскости. Геометрию такой кривой (профиля) удовлетворительно характеризует статистика значений ширин, высот, длин ступеней, углов наклона (к макроплоскости излома) и двугранных углов [1].

Ее систематическое накопление и анализ – по измерениям на дне макрохрупкого квадрата ударных образцов из Cr–Ni–Mo сталей с использованием лазерного профилографа [2], позволили выявить различия в мезогеометрии изломов, обусловленные неоднородностью разномасштабных структур: сохранившаяся и проработанная литая мезоструктура, кластеры неметаллических включений по границам первичного зерна аустенита, четырехкратная вариация размеров зерна аустенита.

Последовательность чередования ступеней и их геометрия отражает эволюцию развития трещины. Средние значения параметров мезогеометрии, усредненных на интервале ~50 мкм, для классического вязкого излома снижались по мере продвижения вдоль траектории трещины, а значения двугранных углов увеличивались. Для хрупкого и камневидного излома такого тренда не наблюдалось. В целом, мезорельеф излома в значительной мере определялся масштабом неоднородности структур. При переходе от литой к деформированной структуре стали строение изломов становилось более дисперсным и однородным – средние значения ширины, высоты и длины ступеней, а так же их размахи в направлении распространения магистральной трещины уменьшались. Росту зерна аустенита сопутствовало увеличение как размахов, так и средних значений параметров мезогеометрии изломов. В целом, результаты работы указывают на возможность классификации сталей по вязкости на основе измерения мезогеометрии изломов.

1. Кудря А.В., Бочарова М.А., Лаговская Г.Ю. // В сб. трудов "Механизмы деформации и разрушения перспективных материалов" XXXV семинара "Актуальные проблемы прочности". – Псков. – 1999. – Т. 2. – С. 523-528.
2. Кузько Е.И., Кудря А.В., Стариков С.В. // Заводская лаборатория. – 1992. – Т. 58. – №9. – С. 63-65.

ВЛИЯНИЕ СЕРЫ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СЕРОГО ЧУГУНА В ПАРЕ ТРЕНИЯ «ТОРМОЗНОЙ ДИСК – КОЛОДКА»

Болдырев Д. А., Криштал М. М., Цалина Н. Б.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», г. Тольятти, Россия,
Krishtal@dd.vaz.tlt.ru*

В работе проводились исследования влияния содержания серы на износные свойства серого чугуна для тормозных дисков при работе пары трения «тормозной диск – колодка».

Известно, что в чистом виде сера является вредной примесью, образующей с железом практически нерастворимое в твёрдом состоянии химическое соединение FeS. Сульфид железа образует с железом хрупкую легкоплавкую эвтектику с температурой плавления 988 °С. Наличие такой эвтектики делает чугун хрупким при температурах красного каления. Однако присутствие в чугуне марганца, обладающего большим сродством к сере, чем железо, и образующего с серой тугоплавкое соединение MnS с температурой плавления 1620°С, практически исключает явление краснеломкости. До 0,7% марганец является постоянной примесью, однако его содержание в чугуне является достаточным для образования сульфида MnS.

Известно, что сульфид марганца, обладая смазывающим эффектом, может дополнительно повышать износостойкость серого чугуна. Этот эффект объясняется способностью сульфидных включений образовывать прочные плёнки, сохраняющиеся в условиях абразивного износа до температур 750...850°С. С другой стороны, включения сульфидов марганца, работая как концентраторы напряжений, вызывают охрупчивание материала.

В настоящей работе по результатам лабораторных триботехнических испытаний установлено, что увеличение содержания в сером чугуне серы с 0,02...0,03% до 0,12% вызывает повышение уровня износостойкости до 2-х раз в паре с материалом тормозной колодки. Механические свойства (предел прочности и твердость по Бринеллю) при этом не снижаются. Это объясняется увеличением с содержанием серы в структуре серого чугуна количества мелкодисперсных включений сульфида марганца, размеры которых не превышают толщины графитных пластинок, что установлено путем металлографического и микрорентгеноспектрального анализа. Понятно, что если включения сульфидов марганца остаются меньше толщины включений графита, охрупчивающего эффекта и не должно наблюдаться. Дальнейшее повышение концентрации серы в чугуне до 0,13% и выше приводит к снижению износостойкости. Повышение содержания серы свыше 0,14% вызывает также некоторое снижение прочности. При этом наблюдается укрупнение сульфидов марганца свыше толщины графитных включений.

Таким образом, в сером чугуне для размеров включений сульфида марганца критическим параметром является толщина графитных пластин, которая не должна превышать. В этом случае увеличение количества сульфидных включений оказывает положительное влияние на износостойкость серого чугуна за счет смазывающего эффекта. Рост размера сульфидных включений свыше толщины графитных пластинок приводит к охрупчиванию серого чугуна, причём как к поверхностному, что вызывает снижение износостойкости, так и к объёмному, что обуславливает снижение прочности.

РЕАЛЬНЫЙ ПРОЦЕСС ТРЕНИЯ В ПАРЕ «ТОРМОЗНОЙ ДИСК – КОЛОДКА»

Болдырев Д. А., Криштал М. М.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», г. Тольятти, Россия,
Krishtal@dd.vaz.tlt.ru*

Лабораторные и стендовые испытания на трение и износ в сочетании с исследованиями поверхностей трения тормозных дисков после стендовых испытаний с помощью сканирующего электронного микроскопа и микрорентгеноспектрального анализа позволили описать реальный процесс трения в паре «тормозной диск – колодка». При этом определена особая роль материала тормозной колодки.

Несмотря на непрерывно проводящиеся работы по оптимизации материалов тормозных колодок, до сих пор недостаточно изученной остаётся проблема влияния их композиционного состава, структуры и механических свойств на износно-фрикционные свойства в паре «тормозной диск – колодка». Материал тормозной колодки, являясь композитом, содержит в себе следующие компоненты:

- волокна (арамидное, минеральное, стальное, керамическое, стекловолокно, волластонит);
- связующие (фенольные смолы, синтетический каучук, жидкие смолы, растворимые силикаты;
- наполнители (бариты, мел, каолин, а также специальные – трисульфид сурьмы).

В процессе работы тормозная колодка находится в сухом скользящем контакте с серым чугуном тормозного диска. В результате сухого трения происходит интенсивный разогрев пары «тормозной диск – колодка» (до объемных температур диска 400...700 °С), что приводит к переносу (наволакиванию) материала тормозной колодки на поверхность тормозного диска и, вследствие этого, падению коэффициента и силы трения. Интенсивный перенос материала тормозной колодки на рабочую поверхность диска наблюдается, как правило, при температурах свыше 300 °С. В зависимости от дисперсности композитных составляющих материала тормозной колодки эффект переноса может проявляться по-разному: с образованием однородного или неоднородного слоя на поверхности тормозного диска (с отдельными участками, соответствующими намазыванию различных композитных составляющих материала тормозной колодки). Слой перенесенного материала увеличивается на поверхности диска до определённой толщины, после чего происходит его удаление. Этот процесс повторяется периодически, вызывая колебания силы трения. Кроме наволакивания, в зоне трения пары «тормозной диск – колодка» происходит механохимический износ поверхности тормозного диска, который, в свою очередь, включает в себя интенсивное окисление и абразивное микрорезание. При длительном фрикционном нагреве также наблюдается разложение полимерной связующей материала тормозной колодки с образованием на поверхности трения локальных участков скопления углерода, величина которых превышает размеры графитных включений в чугуне. При длительном торможении устанавливается динамическое равновесие между этими процессами.

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА И ХРОМА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СЕРОГО ЧУГУНА В ПАРЕ «ТОРМОЗНОЙ ДИСК – КОЛОДКА»

Болдырев Д. А., Криштал М. М.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», г. Тольятти, Россия,
Krishtal@dd.vaz.tlt.ru*

В паре «тормозной диск – колодка» в процессе сухого трения в материале тормозного диска (серый чугун) наблюдаются структурные изменения, связанные с разложением цементита и обезуглероживанием при высокотемпературном фрикционном разогреве. Эти процессы являются диффузионными. Поэтому для подавления диффузии углерода и его выгорания при трении в состав чугуна имеет смысл дополнительно вводить элементы-карбидообразователи. В железоуглеродистых сплавах карбидообразующими являются Mn, Cr, Mo, Sn, Sb, W, V, Nb и Ti. Поскольку все элементы, начиная с Mo, достаточно дорогостоящие и дефицитные, представляет интерес изучение влияния на механические свойства и износостойкость серых чугунов сравнительно недорогих карбидообразователей – марганца и хрома. Атомы Mn и Cr, частично или полностью замещая атомы железа в пространственной решётке цементита, образуют легированный цементит. При этом марганец может заместить в решётке цементита все атомы железа, а хром – до 25%. Легированный цементит обладает большей термической стабильностью, что замедляет диффузионные процессы и стабилизирует структуру чугуна. Это может положительно влиять на его износостойкость в паре «тормозной диск – колодка». Наряду с этим, марганец, имея сильное химическое сродство к сере, при кристаллизации чугуна образует тугоплавкие сульфиды марганца с температурой плавления 1620 °С, которые оказывают хороший смазывающий эффект [1]. Кроме легирования цементита перлита, марганец и хром замещают атомы железа в феррите, с одной стороны, повышая его твердость, а, с другой – снижая ударную вязкость. Так, при содержании марганца свыше 1,5% обычно наблюдается охрупчивание чугуна. При содержании хрома свыше 0,45% также повышается склонность чугуна к отбелу в тонкостенных отливках, снижается критическая скорость охлаждения, превышение которой приводит к образованию свободного цементита.

В работе проведены испытания пары «тормозной диск – колодка», где в качестве материала тормозного диска использовали серый чугун с различными концентрациями марганца и хрома. Металлографический анализ подтвердил стабилизирующий эффект от введения этих элементов и их положительное влияние на износостойкость. Однако при превышении определенной концентрации наблюдается снижение износостойкости, что можно связать с охрупчиванием. Установлена оптимальная концентрация марганца и хрома при совместном легировании чугуна этими элементами: $Mn^{изб}_{\%мас} + 2 \cdot Cr_{\%мас} = 1,5\%$, где $Mn^{изб}_{\%мас}$ – количество марганца, не связанного в сульфиды. Увеличение содержания марганца и хрома до этой концентрации приводит к повышению износостойкости, а выше – к её снижению, а также к падению прочностных характеристик серого чугуна.

Необходимо отметить, что при содержании в сплаве до 0,7% Mn и 0,2% Cr эти концентрации являются примесными, и для получения более высокого содержания этих элементов их необходимо вводить в составе лигатур.

1. Болдырев Д. А., Криштал М. М. Исследование влияния содержания серы на износостойкость серого чугуна // В этом же Сборнике С.5.

О ПОВЫШЕНИИ РЕСУРСА ПОРШНЕВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Криштал М. М., Лазутова Е. Б., Чернов В. А.

Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», г. Тольятти, Россия,
Krishtal@dd.vaz.tlt.ru

Различные элементы поршней автомобильных двигателей работают в разных условиях: днище подвергается наибольшему разогреву; верхняя поршневая канавка работает в наиболее сложных условиях на трение; на бобышки поршня действуют наибольшие циклические нагрузки; юбка поршня также находится под действием существенных циклических нагрузок и имеет наибольшую площадь контакта при трении. Для этих элементов характерны следующие проблемы: днище – растрескивание; канавка – повышенный износ, смятие и поломка перемычек; бобышки – трещины; юбка – износ, смятие. Понятно, что материал поршня должен обеспечивать работу всех его элементов. До сих пор наиболее проблемным вопросом остается повышение ресурса верхней поршневой канавки. Для изготовления поршней, в основном, используют Al–Si сплавы. При этом наибольшее распространение для бензиновых двигателей получили сплавы эвтектического состава с 12...14 % Si. Также применяют сплавы доэвтектического (9...10 % Si) и заэвтектического (до 23 % Si) составов. Для автомобилей ВАЗ до настоящего времени используют сплав АК10М2Н с 9,5...10,5 % Si. Особенность работы верхней поршневой канавки состоит в том, что рабочие температуры превышают температуры искусственного старения, поэтому в процессе работы происходит перестаривание материала в зоне канавки, что вызывает падение твердости и износостойкости. В частности поэтому, в лабораторных условиях при сравнительных лабораторных испытаниях на трение необходимо учитывать изменения материала в ходе реальных эксплуатационных воздействий. С учетом этого нами проведены комплексные исследования различных серийных и опытных поршневых Al–Si сплавов в исходном состоянии и после дополнительной термообработки ($T = 270 \pm 5^\circ\text{C} \times 4; 6; 10; 40; 100$ часов), моделирующей изменения материала при тяжелых условиях работы зоны верхней поршневой канавки. Оценивали износостойкость Al–Si сплавов в паре с материалом верхнего компрессионного кольца (ВЧ60). Проводили микроструктурные исследования и механические испытания.

Установлено, что повышение содержания Si положительно влияет на износостойкость поршня в зоне поршневой канавки, однако, при переходе к заэвтектическому составу с появлением первичного Si усиливается износ поршневых колец, сопоставимый по величине с износом поршневой канавки. Поэтому оптимум по содержанию Si соответствует 12,5...13,5 %. Большую роль для обеспечения требуемого ресурса поршней играют легирующие элементы, обеспечивающие выделение упрочняющих фаз и жаропрочность. В целом, износостойкость поршневых материалов определяется как структурой, так и твердостью, причем повышение ресурса пары «верхнее компрессионное кольцо – поршень» ограничено жаропрочностью Al–Si сплавов и снижением износостойкости кольца при повышении содержания Si в поршневых сплавах. С учетом этого в настоящее время в ОАО «АВТОВАЗ» разрабатывается новый эвтектический сплав с 12,5...13,5 % Si и с более жесткими требованиями по содержанию легирующих элементов по сравнению с применяющимися в России эвтектическими сплавами (АК12ММгН, АК12М2МгН).

РАЗРАБОТКА НОВЫХ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ОРТОРОМБИЧЕСКОГО АЛЮМИНИДА ТИТАНА

Иноземцев А. В. Гринберг Б. А.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
avi2003@mail.ru*

Орторомбический алюминид титана, его фазовый состав, структура, свойства, влияние легирования и термообработки, технологии получения и пластической обработки подвергается в настоящее время интенсивному и всестороннему изучению. Однако, для практического использования орторомбических алюминидов титана в реальных конструкциях, которые обычно включают соединения разнородных металлов, требуется располагать сведениями о фазовом составе, структуре и свойствах зон сплавления с различными конструкционными материалами.

В качестве материалов для диффузионной сварки были выбраны орторомбический алюминид титана ВТИ-1 (Ti-30Al-16Nb-1Zr-1Mo) и псевдо- α -сплав титана ПТЗВ (Ti-7Al-1,6V).

Диффузионную сварку выполняли при разных нагрузках и температурно-временных режимах, после чего определяли механические свойства соединения. Наилучшие свойства были получены при сварке по режиму: 960 ± 10 °С, 5 мин в вакууме 0,133 МПа. Именно это соединение подвергали дальнейшим исследованиям.

Исследование соединения проводилось методами металлографического, рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального анализов и методом просвечивающей электронной микроскопии.

Биметаллическое соединение орторомбического сплава с титановым имеет многослойную диффузионную зону (рис.1), в состав которой входят:

- α -фаза с прослойками β -фазы (титановый сплав, вдали от КП);
- β -фаза и пластины α -фазы с включениями α_2 -фазы (титановый сплав, вблизи КП);
- β -фаза и пластинчатая смесь $\alpha_2 + O$ (орторомбический сплав, вблизи КП);
- β -фаза (орторомбический сплав, вдали от КП).

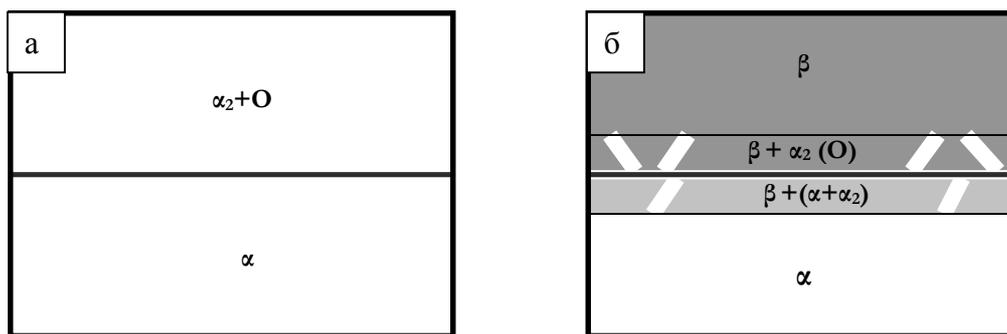


Рис. 1. Схематическое изображение структуры биметаллического соединения:
а – исходные материалы; б – после диффузионной сварки.

При подходе с обеих сторон возникают фазы с ОЦК-решеткой. Взаимная подстройка ОЦК-решеток вблизи контактной поверхности, происходящая в процессе диффузионной сварки, является фактором, способствующим хорошему качеству соединения.

1. Рыбин В.В., Семенов В.А., Семенов А.Н., Гринберг Б.А., и др. Микроструктура биметаллического соединения титановый сплав – орторомбический алюминид титана (диффузионная сварка). // Вопросы материаловедения, 2004, №2 (38).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОАКТИВИРОВАННОЙ БЛОКИРОВКИ СВЕРХДИСЛОКАЦИЙ В Ni-СУПЕРСПЛАВЕ (В ОТСУТСТВИЕ ВНЕШНЕГО НАПРЯЖЕНИЯ)

Плотников А. В., Гринберг Б. А., Пацелов А. М.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

Исследована дислокационная структура Ni-суперсплава на основе интерметаллида Ni₃Al. Установлено, что предел текучести $\sigma_y(T)$ исследуемого суперсплава имеет аномальный температурный ход (рост с температурой), который сменяется падением при температуре пика, превышающей 600°C [1]. Пластическая деформация (на 2-3%) проводилась при двух температурах: комнатной (T_1) – $\sigma_{0,2} = 377$ МПа [2] и 600°C (T_2) – $\sigma_{0,2} = 539$ МПа [2], т.е. в области аномального хода $\sigma_y(T)$. Обнаружены существенные отличия в дислокационной структуре при указанных температурах. В то время, как при температуре T_1 наблюдаются криволинейные сверхдислокации различной ориентации (рис. 1, а), при температуре T_2 наблюдаются, в основном, длинные прямолинейные сверхдислокации винтовой ориентации (барьеры Кира–Вильсдорфа) (рис. 1, б). Причиной превращения сверхдислокаций с вектором Бюргерса $a\langle 110 \rangle$ в барьеры является термоактивированный процесс поперечного скольжения сверхчастичных из плоскости октаэдра в плоскость куба, который происходит при пластической деформации. Однако теоретический анализ показал, что при определенных условиях возможна термоактивированная блокировка дислокаций в отсутствие внешнего напряжения. Был поставлен следующий эксперимент: образец был продеформирован при температуре T_1 , а затем был проведен нагрев в течение 1 ч при температуре T_2 . После нагрева также наблюдаются барьеры Кира–Вильсдорфа (рис. 1, в).

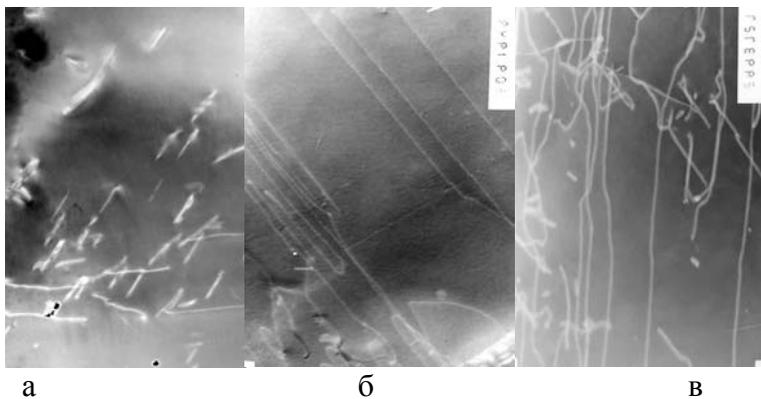


Рис. 1. а – дислокационная структура после деформации при T_1 ;
б – дислокационная структура после деформации при T_2 ;
в – дислокационная структура деформированного образца после нагрева при T_2 .

Блокировка (в отсутствие внешнего напряжения) реализуется, благодаря тому, что эффективная сила, действующая со стороны ведомой сверхчастичной на ведущую, стимулирует уход ведущей в плоскость куба. Одновременно, наблюдение заблокированных дислокаций является свидетельством того, что в исходном состоянии (до нагрева) сверхчастичная содержит перетяжки, т.е. зародыши стянутых дислокационных сегментов. В противном случае рекомбинация сверхчастичной без внешнего напряжения была бы невозможна.

1. Гринберг Б.А., Иванов М.А.// Интерметаллиды Ni₃Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: УрОРАН, 2002.
2. Бахтеева Н. Д., Гринберг Б. А., Немченко А.В., Акшенцев Ю.Н. ФММ, 1998, т.85, вып. 4, с.149-161.

**СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ БЛОКИРОВКИ ДИСЛОКАЦИЙ В СПЛАВАХ
СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_0$ (TiAl, CuAu, FePd)**

**Антонова О. В., Гринберг Б. А., Кругликов Н. А., Клементьева О. С.,
Богомолов В. В., Мурашко М. Ю.**

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
klementi@imp.uran.ru*

Постоянно растущий интерес к сплавам со сверхструктурой $L1_0$ связан с решением как технологических, так и фундаментальных проблем.

При анализе деформационного поведения сплавов TiAl, CuAu и FePd выявлено сходство немонотонного температурного хода предела текучести. В данной работе мы приведем результаты ТЭМ изучения дислокационной структуры в сплаве FePd и попытаемся выяснить вопрос о сходстве и различии дислокационных конфигураций, наблюдаемых в FePd, CuAu и TiAl.

Изучена дислокационная структура сплава FePd после деформации на ~1% поликристаллов и монокристаллов при комнатной температуре, 100^oC и 200^oC. Анализ микроструктуры поликристаллов упорядоченного сплава FePd после деформации 0.8-1% при комнатной температуре показал, что деформация осуществлялась за счет двойникования и одновременного скольжения сверхструктурных и одиночных дислокаций. В сплаве FePd обнаружена конфигурация типа "дерево", стволom которого служит дислокационный барьер, а ветвями – одиночные дислокации. Ее наблюдение свидетельствует о блокировке сверхдислокаций ("ствол дерева"). Впервые такая конфигурация наблюдалась исследователями, входящими в состав данного авторского коллектива, в интерметаллиде TiAl и сплаве CuAu [1]. Конфигурации типа "дерева" в CuAu появляются уже при комнатной температуре и наблюдаются далее до температуры T_{max} . При температурах 100^oC на поликристаллах сплава FePd и 200^oC на монокристаллах наблюдались прямолинейные сверхструктурные дислокации, что указывает на их возможную блокировку и связь с аномальной зависимостью предела текучести.

Деформация в сплавах FePd и CuAu при всех исследованных температурах осуществляется скольжением дислокаций с образованием двойников.

Как следует из сравнения данных, полученных для CuAu и TiAl, дислокационная структура в этих сплавах имеет много общего: одни и те же типы дислокаций, дислокационные конфигурации. Однако, есть существенное различие: заблокированные одиночные дислокации в области аномального температурного хода $\sigma_y(T)$ наблюдаются в TiAl и не наблюдаются в CuAu.

Таким образом, проведенный анализ показал, что соответствующая структура сильно меняется с изменением температуры и согласована с видом температурной зависимости предела текучести. Сравнение же FePd, CuAu и TiAl показывает, что в этих сплавах, несмотря на одну и ту же сверхрешетку, блокировка дислокаций может иметь как общие, так и существенно разные черты.

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов РФФИ № 02-03-32150, № 03-02-16315, № 04-03-96008-Урал, проекта №8 по программе президиума РАН.

1. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni₃Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 300 с.

МОДЕЛЬ ДЛЯ РАСЧЁТА ДЕФОРМАЦИЙ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ**Грибняк В. Т., Каклаускас Г. Г.**

*Вильнюсский технический университет им. Гедиминаса, Вильнюс, Литва,
bridge@st.vtu.lt*

В основе представляемой математической модели лежат классические методы механики материалов и итеративная процедура поиска секущего модуля деформации материала.

Было статистически показано, что описываемая модель способна вполне точно оценивать прогибы слабо армированных железобетонных балок (относительная площадь растягиваемой арматуры порядка 0,5% от расчётной площади сечения) [1]. В последнее время необходимость такого расчёта наиболее остро ощущается в связи с расширением использования высокопрочных материалов в строительстве (основным требованием при расчётах сооружений становится ограничение деформаций). На величину прогибов слабо армированных элементов значительное влияние оказывает работа растягиваемого бетона, как в процессе раскрытия трещин, так и после их раскрытия, работая совместно с арматурой между трещинами [2]. Поэтому используемые при моделировании зависимости напряжение-деформация для растягиваемого бетона, с учётом ниспадающей части, были выведены вторым автором на основе испытаний железобетонных элементов на изгиб [3], что позволяет качественно проводить расчёт прогибов таких элементов.

Алгоритм численного решения может быть представлен следующим образом:

- элемент по длине разделяется на расчётные сечения, каждое сечение по высоте разделяется на слои;
- на первой итерации для всех слоёв принимается начальный модуль упругости, и рассчитываются геометрические характеристики приведенного сечения;
- для каждого слоя вычисляются продольные деформации, по ним находится секущий модуль упругости (по принятым диаграммам напряжение-деформация);
- полученная величина в каждом слое сравнивается с расчётным значением модуля упругости, если полученная разница превышает заранее заданную величину погрешности, то вычисления повторяются с новым значением модуля упругости;
- описанная процедура повторяется для всех расчётных сечений балки;
- вычисляя интеграл Мора, рассчитывается прогиб элемента.

Описываемая модель была реализована в компьютерной программе, созданной в нашем Университете. Эта программа постоянно совершенствуется. В настоящее время ведутся работы по уточнению расчёта деформаций железобетонных элементов с учётом долговременных процессов усадки и ползучести, протекающих в бетоне.

1. Грибняк В. Т., Каклаускас Г. Г. Статистический анализ точности эмпирических и численных методов расчёта прогибов железобетонных балок. Материалы XLIII конференции «Актуальные проблемы прочности». – Витебск, 2004.
2. Kaklauskas G. Integral constitutive model for deformational analysis of concrete structures. – Vilnius: Technika, 2001. 140 p.
3. Kaklauskas, G. and Ghaboussi, J. Stress-strain relations for cracked tensile concrete from RC beam tests. ASCE Journal of Structural Engineering, Vol. 127 (1). Jan. 2001. pp. 64-73.

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ В ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЕ

Чинокалов В. Я., Юрьев А. Б., Прокофьева О. С., Мыскова Н. В.

ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк, Россия,
chinokalov_vy@zsmk.ru

На ОАО "Западно-Сибирском металлургическом комбинате" производится арматура диаметром 32 мм из стали СтЗГпс класса прочности Ат500 по ГОСТ 10884. Для получения требуемого уровня механических свойств прокат подвергается ускоренному охлаждению по режиму прерванной закалки в линии стана 450. При этом в сечении стержней формируется градиентное структурно-фазовое состояние.

Изучение (в том числе, количественная оценка) структурных составляющих позволяет оценить их вклад в общее упрочнение арматурных стержней. Количественные измерения структурных элементов проводятся с помощью промышленной системы анализа изображений SIAMS 600.

Известно [1], что определяющий вклад в общую прочность арматурных сталей вносят структуры промежуточного превращения. Исследования микроструктуры переходных слоев термоупрочненной арматуры после различных режимов, отличающихся длительностью и сочетанием периодов "охлаждение (закалка)-отогрев (самоотпуск)", переходный структурный слой в сечении стержней состоит из отпущенного и зернистого бейнита. Увеличение времени охлаждения приводит к увеличению толщины переходного слоя и количества отпущенного бейнита в нем. Обработка результатов проведенного анализа позволила получить зависимость (рис.1) содержания отпущенного бейнита и толщины переходного слоя от времени охлаждения.

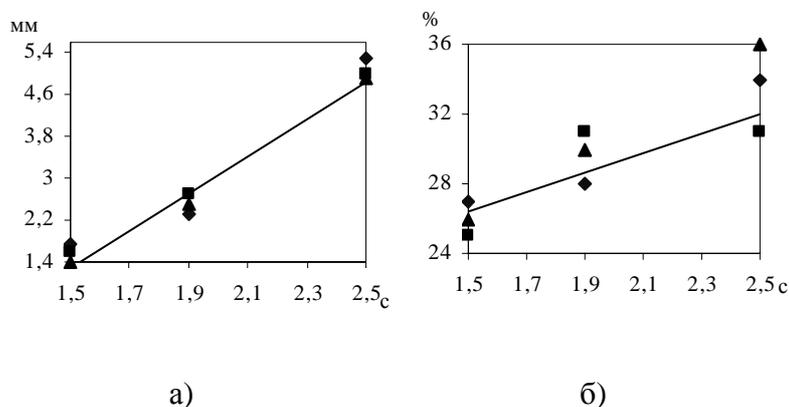


Рис.1. Зависимость изменения содержания отпущенного бейнита (а) и толщины переходного слоя (б) от времени ускоренного охлаждения.

Аналогичные количественные анализы проводятся для других структурных слоев, выявляемых в сечении термоупрочненного стержня, что позволяет оценивать их вклад в формирование общего уровня механических свойств [2].

Применение данной методики позволяет оперативно получать количественные характеристики структурно-фазового состава упрочненной по режиму прерванной закалки

арматуры, определять оптимальные режимы охлаждения арматурных стержней различных марок сталей с гарантированным уровнем свойств для заданных классов прочности.

1. Юрьев А.Б., Недорезов В.А., Чинокалов В.Я., Мыскова Н.В. и др. // Сталь. 2002. №2. С. 68-69.
2. Юрьев А.Б., Чинокалов В.Я., Мыскова Н.В., Максюкова О.С. и др. // Тезисы докладов. XVI Уральская Школа металлургов-термистов. Уфа. 2002. С. 174.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ДИФФУЗИИ АЛЮМИНИЯ В ЖЕЛЕЗЕ

Вержаковская М. А., Покоев А. В., Степанов Д. И.

Самарский государственный университет, Самара, Россия,
pokoev@ssu.samara.ru, stepdi@ssu.samara.ru

Целью данной работы было экспериментальное исследование влияния переменного магнитного поля (МП) на диффузию алюминия в железе в зависимости от частоты, амплитуды напряженности переменного МП и температуры отжига с использованием рентгенографической методики измерения коэффициента диффузии (КД).

Работа выполнялась на поликристаллическом железе с общим содержанием примесей 0.58 %. На торцевую поверхность образцов, которую предварительно подогревали до 350 °С, термическим испарением в вакууме наносили тонкие пленки алюминия толщиной 0.12-0.2 мкм. В зависимости от толщины алюминиевых пленок и температуры отжига длительность диффузионных отжигов составляла от 1 до 17 часов. Измерения были выполнены в различных температурных и полевых условиях. Влияние частоты переменного магнитного поля на КД алюминия в железе измерено при температуре 730 °С амплитудах напряженности переменного МП 39.8 и 79.6 кА/м в интервале частот от 0 до 8.0 Гц. Влияние амплитуды напряженности переменного МП на диффузию алюминия в железе выполнено при температуре 730 °С в переменном МП с напряженностью 0, 39.8, 79.8, 238.8, 398.0 кА/м и частоте переменного МП 0.2 Гц. Температурные зависимости КД алюминия в поликристаллическом железе выполнены в интервале температур от 700 до 900 °С в переменном МП при амплитудах напряженности 39.8 и 79.6 кА/м и частоте 1.0 Гц и в отсутствии поля.

Установлено, что переменное МП оказывает заметное влияние на диффузионный процесс алюминия в железе: изменение относительного КД $D_{rel} = D_H/D_{H=0}$, где D_H и $D_{H=0}$ – КД алюминия в железе в переменном МП и без него, соответственно, составляет $1 < D_{rel} < 16$. Частотные зависимости имеют сложный немонотонный характер, причем, для амплитуды переменного МП 39,8 кА/м частотная зависимость лежит выше соответствующей зависимости при 79,6 кА/м. Амплитудная зависимость D_{rel} имеет монотонно возрастающий характер. Температурная зависимость КД в отсутствие переменного МП подчиняется закону Аррениуса и в координатах $\ln D = f(1/T)$ имеет вид прямой. При включении МП температурная зависимость не описывается классической зависимостью Аррениуса.

В настоящее время полной модели диффузии примесей в условиях действия переменного МП не разработано. Можно предложить два основных механизма: магнитострикционный и механизм взаимодействия диффундирующих атомов с движущимися в переменном МП доменными стенками. Для более полного выяснения степени влияния переменного МП на диффузию алюминия в железе необходимо провести дальнейшие исследования, на базе которых разработать полную модель влияния переменного МП на диффузию.

МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ ИСКУССТВЕННОМ СТАРЕНИИ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2

Осинская Ю. В., Покоев А. В.

*Самарский государственный университет, Самара, Россия,
pokoev@ssu.samara.ru, ojuv@ssu.samara.ru*

Уровень развития физики пластичности и прочности твердых тел определяется степенью понимания элементарных процессов пластической деформации на основе фундаментальных принципов и законов микромира [1].

В связи с появлением новых количественных научных данных о влиянии постоянного магнитного поля (ПМП) на старение бериллиевой бронзы БрБ-2 [2] возникает необходимость в практическом использовании магнитопластического эффекта в современных технологиях искусственного старения.

Методами металлографии, микротвердости, рентгенографии, электронной микроскопии и измерения остаточной намагниченности выполнено комплексное исследование магнитопластического эффекта при старении БрБ-2. Установлено существенное изменение микротвердости, фазового состава и тонкой структуры сплава в процессе старения бериллиевой бронзы БрБ-2 при температуре старения – 250-500°C, времени старения – 10-120 мин, в ПМП с напряженностью – 0 и 557,2 кА/м (7 кЭ). Постоянное наложение ПМП позволяет в любой момент времени влиять на процессы, происходящие при искусственном старении.

Наложение ПМП на различные режимы термической обработки сплава БрБ-2 всегда приводит к росту микротвердости в процессе искусственного старения по сравнению с соответствующими данными, полученными без ПМП. Данные металлографии, рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии показывают, что включение ПМП формирует более равномерную структуру за счет дробления блоков на более мелкие и увеличения микродеформаций. Обнаружена γ -фаза CuBe, образовавшаяся в результате термической и термомагнитной обработки, и показано, что при наложении ПМП наблюдается образование периодической мелкодисперсной структуры. Совокупный анализ данных, полученных перечисленными методами, свидетельствует о том, что наложение ПМП не меняет общий характер протекания процесса старения, а изменяет лишь его полноту и эффективность, улучшая при этом физико-механические свойства материала [2].

Анализ результатов исследования магнитопластического эффекта позволяет сформулировать предварительные модельные представления о его механизмах в рамках общей концепции [1] и предложить методологию создания более совершенных технологических приемов контролируемого воздействия на свойства сплава бериллиевой бронзы БрБ-2 [3] постоянным магнитным полем.

1. Моргунов Р.Б. Спиновая микромеханика в физике пластичности // УФН. – 2004. – Т. 174. - №2. – С. 131-153.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В. Упрочнение бериллиевой бронзы БрБ-2 при старении в постоянном магнитном поле // Физика и химия обработки материалов. - 2003.- № 3.- С. 18-25.
3. Покоев А.В., Осинская Ю.В. Способ термической обработки деталей из медных сплавов. - Патент на изобретение №2218423 от 13.11.01.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССАХ ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМИНИЯ

Макаров С. В., Плотников В. А.

*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,
plotnikov@phys.dcn-asu.ru*

Исследованы закономерности акустической эмиссии и пластической деформации в процессах ползучести поликристаллического алюминия. Эксперименты показали, что в ходе термических циклов в условиях нагружения при механических напряжениях, приблизительно равных половине предела текучести, наблюдается монотонное накопление деформации. Монотонный характер деформации коррелирует с монотонным характером акустической эмиссии. При напряжениях больше половины предела текучести монотонный характер деформации нарушается – появляются деформационные скачки, сопровождающиеся единичными акустическими сигналами.

Вблизи предела текучести каждый цикл сопровождается аномально большими деформационными скачками, которые коррелируют с высокоамплитудными акустическими сигналами. При нагрузках выше предела текучести циклы с монотонным и немонотонным накоплением деформации и, соответственно, монотонной и немонотонной акустической эмиссией, периодически повторяются.

В табл. 1 приведены результаты анализа активационных параметров. Анализ был проведен, исходя из предположения, что процессы монотонного накопления деформации и акустической эмиссии подчиняются аррениусовской зависимости. Как следует из приведенных данных, наблюдаются два участка: низкотемпературный и высокотемпературный, характеризующиеся низкой и высокой энергией активации, соответственно. Низкое значение энергии активации близко к энергии активации диффузионных процессов. Энергия активации высокотемпературной области близка к энергии активации миграции границ. Из таблицы видно, что в ходе увеличения нагрузки в высокотемпературной области наблюдается рост энергии активации, а затем спад. Величина предэкспоненциального множителя в высокотемпературной области свидетельствует о крупномасштабных единичных актах миграции границ.

Таблица 1

Номер цикла	Нагрузка, МПа	$\Delta T_1, ^\circ\text{C}$	$\Delta T_2, ^\circ\text{C}$	$Q_1,$ КДж/моль	$Q_2,$ КДж/моль	A_1	A_2	r_1	r_2
Цикл 1	8,9	100-400	400-630	14,5±0,4	57,6±1,7	6,8±0,55 x 10 ⁻³	2,4±0,6	0,71	0,74
Цикл 5	10,2	200-450	470-640	5,0±0,4	76,7±2,1	0,4±0,05 x 10 ⁻³	24±5,8	0,30	0,81
Цикл 6	11,4	200-400	460-610	7,1±0,9	83,1±2,4	0,6±0,12 x 10 ⁻³	92±22	0,24	0,78
Цикл 7	12,2	150-480	520-620	4,7±0,2	130,8±6,7	0,6±0,03 x 10 ⁻³	47±40 x 10 ³	0,47	0,73
Цикл 8	13,1	140-520	540-640	8,2±0,4	134±4,7	1,0±0,08 x 10 ⁻³	46±32 x 10 ³	0,52	0,80
Цикл 10	14,7	250-530	550-630	13,5±0,7	184±13	2,0±0,2 x 10 ⁻³	49±41 x 10 ⁶	0,48	0,67
Цикл 13	17,1	220-500	520-600	11,7±0,7	199±18	1,4±0,2 x 10 ⁻³	0,7±0,7 x 10 ⁹	0,45	0,74
Цикл 15	18,8	180-560	560-620	13,4±0,4	187±18	3,4±0,2 x 10 ⁻³	343±210 x 10 ³	0,64	0,55
Цикл 16	19,6	200-540	560-640	9,8±0,4	130±7,5	1,5±0,1 x 10 ⁻³	16±12 x 10 ³	0,55	0,63
Цикл 19	22,0	200-520	520-640	9,8±0,5	115±4,5	1,3±0,1 x 10 ⁻³	3,5±2,3 x 10 ³	0,48	0,81
Цикл 22	24,5	200-530	540-640	8,1±0,47	99,0±5,9	1,0±0,09 x 10 ⁻³	199±151	0,44	0,64
Цикл 25	26,9	100-540	550-640	7,41±0,23	83,8±6,4	1,0±0,05 x 10 ⁻³	16,7±13,2	0,60	0,50
Цикл 27	28,6	100-500	530-640	7,39±0,34	71,7±5,2	0,8±0,06 x 10 ⁻³	4,1±3,2	0,49	0,50
Цикл 28	29,4	100-470	500-630	5,33±0,29	54,9±4,2	0,7±0,04 x 10 ⁻³	0,55±0,35	0,43	0,51

МОДЕЛЬ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$, С УЧЕТОМ ГЕНЕРАЦИИ И АННИГИЛЯЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ

Бурцев Б. И., Старенченко В. А., Соловьёва Ю. В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,
j_sol@mail.ru

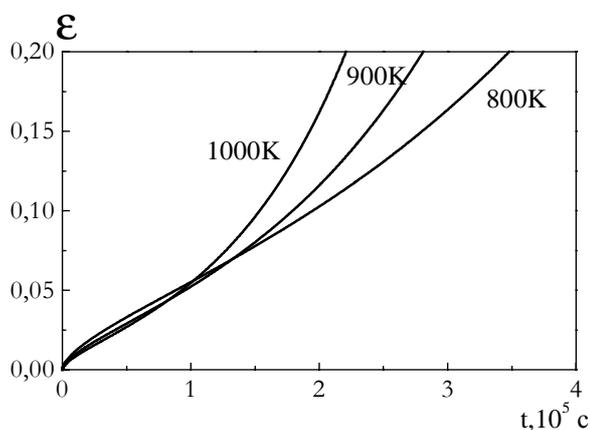
Ползучесть сплавов со сверхструктурой $L1_2$ обладает рядом особенностей, основные из которых состоят в следующем: 1) низкие, по сравнению с другими классами сплавов, скорости ползучести при высоких температурах; 2) наличие аномальной зависимости скорости ползучести на начальной стадии в высокотемпературной области, где наблюдается снижение скорости ползучести при повышении температуры. Необычную температурную зависимость связывают со специфическими механизмами торможения сверхдислокаций в этих сплавах.

Настоящая работа посвящена моделированию процессов ползучести упорядоченных сплавов и интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$, в котором учитываются специфические механизмы торможения сверхдислокаций.

Полагается, что пластическая деформация осуществляется вследствие образования зон сдвига. При этом все дислокации разделены на две категории: внутризонные дислокации, образовавшиеся вследствие возникновения барьеров Кира-Вильсдорф на винтовых сверхдислокациях, либо вследствие торможения краевых дислокаций при осаждении на них точечных дефектов; и периферийные дислокационные скопления, образованные заторможенными на границах зоны сдвига сдвигообразующими дислокациями.

Дислокации, находящиеся в барьерах, и скользящие ведут себя в процессе ползучести принципиально различным образом. Барьерные конфигурации остаются неподвижными и не дают вклада в деформацию ползучести, в то время как сдвигообразующие периферийные дислокации обеспечивают деформацию ползучести.

В связи с этим прослежена эволюция каждой категории дислокаций и записаны для каждой своё дифференциальное уравнение баланса и уравнения баланса для точечных дефектов. Построено уравнение, описывающее скорость пластической деформации, с учетом вкладов в неё дислокаций различной природы и



Расчетные кривые ползучести $\tau = 42 \cdot 10^6 \text{ Н/м}^2$;
 Энергия АФГ – $0,05 \text{ Дж/м}^2$.

изменения их подвижности в процессе пластической деформации.

Численная реализация построенной математической модели и анализ результатов расчетов показал, что некоторые экспериментально наблюдаемые закономерности ползучести сплавов со сверхструктурой $L1_2$ находят объяснение в рамках предлагаемой модели. В частности, удаётся описать немонотонную зависимость скорости пластической деформации от температуры для условий, близких к экспериментальным.

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ АНОМАЛИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ В УСЛОВИЯХ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ НАГРУЖЕНИЙ

Геттингер М. В., Соловьева Ю. В., Старенченко В. А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,
gmv71@mail.ru*

Хорошо известно, что сплавы со сверхструктурой $L1_2$, имеющие высокую энергию упорядочения, обладают аномальной температурной зависимостью механических свойств. По мере нагревания сопротивление деформированию у таких материалов увеличивается в некоторых случаях более чем на порядок. Несмотря на то, что механические свойства многих сплавов со сверхструктурой $L1_2$ хорошо изучены в случае, когда деформация осуществляется с постоянной скоростью, имеется недостаток экспериментальных данных о механическом поведении таких сплавов при других видах деформирующих воздействий. Целью настоящей работы являлось выявление температурных аномалий механического поведения сплавов со сверхструктурой $L1_2$ в опытах по релаксации деформирующих напряжений и вариации скорости деформации. В качестве объекта исследования были выбраны монокристаллы двух сплавов со сверхструктурой $L1_2$ (Ni_3Al и Ni_3Ge) с ориентацией оси сжатия $[001]$. Для этих двух сплавов был выполнен полный комплекс исследований механических свойств в опытах по релаксации деформирующих напряжений и вариации скорости деформации в широком интервале температур и деформаций.

В результате проведенных экспериментальных исследований были получены скорости пластической деформации ($\dot{\epsilon}$) в опытах по релаксации деформирующих напряжений. Было установлено, что для обоих сплавов выявляются температурные интервалы, в которых $\dot{\epsilon}$ аномально зависит от температуры, то есть уменьшается по мере нагревания. Измерение эффективных активационных объемов V^* с температурой и деформацией позволило выделить стадии, различающиеся по характеру изменения этого параметра. Сравнение этих стадий с температурной зависимостью предела текучести и напряжений течения позволяет делать выводы о механизмах, ответственных за термическое упрочнение обоих сплавов. Проведено сопоставление полученных результатов с результатами аналогичных опытов с чистыми металлами.

Вариации скорости деформации также позволили выявить ряд особенностей, отличающих пластическое поведение сплавов со сверхструктурой $L1_2$, от материалов с нормальной температурной зависимостью механических свойств. Аномальной является форма скачка напряжений, которая существенно зависит от диапазона скоростей, температур и деформаций, в котором осуществляется вариация скорости деформации. Это является причиной затруднения процедур проведения термоактивационного анализа и измерения величины скачка напряжений при вариации скорости деформации. В работе предлагается схема, объясняющая сложную форму скачка напряжений, с помощью которой проводится анализ скачка, разделение его на нормальную и аномальную составляющие. Были выявлены температурные интервалы, в которых реакция на изменение скорости деформации носит существенно аномальный характер, т. е. с уменьшением скорости деформации уровень деформирующих напряжений увеличивался и наоборот.

ОРГАНИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛЯ С ОРИЕНТАЦИЕЙ ОСИ СЖАТИЯ [001] И БОКОВЫМИ ГРЯНЯМИ {110}

Лычагин Д. В., Шаехов Р. В., Конева Н. А., Старенченко В. А.

Томский архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
dvl-tomsk@mail.ru

Картина деформационного рельефа на макроуровне при 293 К в монокристалле никеля с ориентацией оси сжатия [001] и боковыми гранями {110} имеет отличительные особенности по сравнению с монокристаллами алюминия аналогичной ориентации и рассматриваемых монокристаллов со всеми кубическими гранями. Они заключаются в том, что наряду с образованием доменов сдвига, уже при небольших степенях деформации образуются макрополосы разориентации по границе областей с разной схемой напряженного состояния. Их геометрические размеры зависят от размера образца. Получены соотношения, устанавливающие связь между ними, и прослежена эволюция геометрических параметров макрополос с увеличением степени деформации. В процессе осадки образца происходит соединение и взаимопроникновение макрополос, идущих от противоположных базовых концентраторов напряжения. Преимущественное развитие на грани одной из макрополос разориентации приводит к затруднению распространения второй диагональной макрополосы. При исследовании структуры макрополос установлено, что в них в начале деформации уже наблюдается отклонение следов сдвига от выходов октаэдрических плоскостей на поверхность грани. Величина этого отклонения увеличивается с ростом деформации и, в дальнейшем, внутренняя область макрополосы фрагментируется. Внутри полосы образование субструктур с разориентировками идет опережающими темпами по сравнению с остальным объемом материала. На фоне общего развития неразориентированной ячеистой субструктуры внутри макрополосы формируется ячеистая субструктура с разориентировками. С увеличением деформации в этой области, в первую очередь, образуется микрополосовая, а затем и фрагментированная дислокационная субструктура.

Образование доменов сдвиговой деформации первоначально выявляется только на уровне реплик. Поверхность монокристалла разбивается на области, отличающиеся друг от друга ориентацией равномерных тонких следов октаэдрического сдвига. При увеличении степени деформации параллельно им формируются грубые следы, и становится возможным проведение анализа морфологии доменов сдвига на макроуровне. Практически во всех доменах преимущественно действует одна система сдвига. Действие двух систем наблюдается только в одном деформационном домене. Максимальное формоизменение грани образца происходит в направлении вектора макросдвига деформационного домена. В закономерностях формоизменения и фрагментации монокристалла никеля на макроуровне при $\varepsilon = 0,5 - 0,6$ проявляются общие черты с аналогичным монокристаллом алюминия, которые отличаются только в деталях, характерных для более низких масштабных уровней.

Таким образом, пластическая деформация монокристалла никеля осуществляется путем образования доменов деформации и макрополос разориентации. Роль последних сводится к аккомодации сдвига в соседних деформационных доменах. При наложении внешнего поля в результате разбиения монокристалла на деформационные домены происходит локальное понижение симметрии, в то же время весь монокристалл имеет симметрию более высокую, чем отдельно взятый домен. Установленные закономерности отражают основные черты организации деформации монокристалла рассматриваемой ориентации на макроуровне.

**СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ TiNi,
ПОДВЕРГНУТЫХ РКУП С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПРОКАТКОЙ****Лукьянов А. В.¹, Гундеров Д. В.¹, Пушин В. Г.²**¹*Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,*²*Институт физики металлов, Екатеринбург*alexluk@mail.rb.ru

Сплавы никелида титана (TiNi) имеют высокую прочность, пластичность, коррозионную стойкость и обладают таким замечательным свойством, как эффект памяти формы (ЭФП), обеспечиваемый мартенситными превращениями в области комнатных температур. Это делает их важными для применения в технике и медицине в качестве имплантируемых в организм, длительно функционирующих материалов. Нанокристаллические материалы, полученные равноканальным угловым прессованием (РКУП), отличаются повышенной прочностью и пластичностью, что очень важно для практического применения TiNi. Данные исследования показали, что дополнительно повысить свойства образцов РКУП TiNi позволяет деформация прокаткой. Исходным материалом служил сплав $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$, предварительно подвергнутый РКУП при $450^{\circ}C$, после чего сплав имел размер зерна около 300 нм. Вырезанные из РКУП-заготовки пластины были подвергнуты холодной прокатке с обжатием от 20 до 85%. В результате оптимизации режимов были получены цельные образцы – полоски. Микроструктурные исследования показали, что уже при прокатке с обжатием 30% в сплаве образуется высокодефектная полосовая субструктура мартенсита, ориентированная вдоль направления прокатки, с повышенной плотностью микродвойников и дислокаций. Еще больше усиливает дефектность, фрагментацию и дисперсность мартенситной структуры сплава прокатка на 80% и 90%. В последнем случае структура сплава может быть аттестована даже как высокодефектная аморфно-нанокристаллическая. Микротвердость образцов повышается с увеличением степени холодной прокатки с 2400 МПа после РКУП, до 3500 МПа при $\epsilon = 25\%$ и более 5000 МПа при $\epsilon \geq 60\%$. С увеличением степени холодной прокатки прочность сплава растет, достигая при 80% рекордных для этого сплава значений ≈ 2000 МПа, тогда как пластичность с увеличением степени прокатки, в целом, понижается. На кривой растяжения образцов, подвергнутых обжатию $\psi = 25\%$, можно выделить небольшую площадку фазовой псевдотекучести при $\sigma_m = 240$ МПа с ϵ_m около 1%, тогда как на кривых растяжения образцов, подвергнутых обжатию на большие степени ($\psi = 50-80\%$), такая площадка псевдотекучести отсутствует. На кривых растяжения образцов, подвергнутых прокатке и дополнительному отжигу $400^{\circ}C$, 20 мин, появляются площадки псевдотекучести с ϵ_m 3 - 5%. Значения σ_m возрастают с повышением степени прокатки от 420 МПа при обжатию 50% до 490 МПа при 80%, что значительно выше σ_m в исходном состоянии (около 200 МПа) и σ_m после РКУП (около 300 МПа). Повышенные значения σ_m для этих состояний позволяют ожидать реализации в них такого важного эффекта, как сверхэластичность. Прочность образцов в результате отжига при $400^{\circ}C$ снижается незначительно.

Полученные образцы являются безусловными кандидатами в материалы с высокими реактивными напряжениями, обладая столь высокими пределами прочности и пластичности.

ПОЛУЧЕНИЕ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe–6 % Si

**Алешин Д. Н.¹, Глезер А. М.², Громов В. Е.¹, Коновалов С. В.¹,
Бабицкий Н. А.¹, Пискаленко В. В.¹**

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

² *Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им.И.П.Бардина, г.Москва, Россия,
glezer@imph.msk.ru*

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, как и во всех ОЦК металлах и сплавах на их основе, 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 настоящей работе использовались два эффективных способа получения 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, играющих роль дополнительных центров кристаллизации расплава.

Выплавка заготовок сплава Fe–6 % Si для последующей деформации проводилась в вакуумной печи в тигле из Al_2O_3 . 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 (15x80x100 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 $600^{\circ}C$. 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 $550-570^{\circ}$. 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.

Полученное структурное состояние позволяло надеяться на успешное осуществление операции холодной прокатки, которая проводилась с предварительным подогревом до $300^{\circ}C$ на толщину 0,7 мм в четыре прохода без промежуточных подогревов. Действительно, в результате проведенных экспериментов были получены холоднокатаные полосы сплава Fe–6 % Si, имевшие удовлетворительную геометрию и качество поверхности.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР В СТАЛЯХ 60ГС2 В ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОМ И МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИЯХ

Громова А. В.¹, Сучкова Е. Ю.¹, Иванов Ю. Ф.², Козлов Э. В.², Целлермаер В. В.¹

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

² *Томский архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия,*
kozlov@tsuab.ru

Методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен анализ эволюции дислокационных субструктур (ДСС) в стали 60ГС2 с феррито-перлитной (отожженное состояние) и мартенситной (закаленное) структурной при многоциклового усталости. В исходном состоянии в отоженной стали в ферритной составляющей перлитных колоний и в зернах свободного феррита наблюдается дислокационная субструктура в виде хаоса или сеток. В первом случае скалярная плотность дислокаций не превышает $\sim 1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, во втором – составляет $\sim 7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. В зоне долома с увеличением числа циклов нагружения скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей стали (зерна свободного феррита и прослойки феррита в зернах перлита) устойчиво возрастает. При этом увеличение плотности дислокаций в зернах феррита более существенно, чем в ферритной составляющей зерен перлита. С увеличением числа циклов усталостного нагружения структура дислокационного хаоса, являющаяся преобладающей в исходном состоянии стали, замещается сетчатой и, далее, ячеистой субструктурой.

В зоне усталостного роста трещин по состоянию дислокационной субструктуры зерна феррита можно разделить на две группы. К первой отнесем зерна, в которых наблюдается хаотическая или ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура (после $N_2 = 71000$ циклов нагружения наблюдается образование разориентированной ячеистой дислокационной субструктуры). Скалярная плотность дислокаций в таких зернах $\langle \rho \rangle \sim 2,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Зерен с данным типом дислокационной субструктуры сравнительно мало ($\sim 15\%$). В других зернах дислокационная субструктура сформирована в виде сгущений, расположенных в большинстве случаев параллельно друг другу. Внутри сгущений дислокации образуют сетки, скалярная плотность дислокаций в сетках изменяется в пределах $(2,5-4,2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Между сгущениями дислокационная субструктура носит более разряженный характер: $\langle \rho \rangle \sim 2,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Увеличение числа циклов нагружения до $N_2 = 71000$ (разрушенное состояние) приводит к формированию в данных зернах, наряду с рассмотренными выше дислокационными субструктурами, венной и лабиринтной субструктур. С увеличением количества циклов нагружения величина скалярной плотности дислокаций изменяется немонокотным образом – снижается на промежуточной стадии нагружения и вновь возрастает к моменту разрушения образца. Установлено, что при усталостных испытаниях предварительно закаленной стали на промежуточной стадии нагружения в зоне долома определяющую роль в эволюции структуры материала играют процессы термического отпуска. На стадии разрушения образца вблизи поверхности разрушения (в объеме материала, примыкающем к траектории распространения магистральной трещины), определяющими структуру материала являются деформационные процессы.

Работа выполнена при финансовой поддержке в форме гранта Т02-05.8-2673 МО РФ по фундаментальным исследованиям в области технических наук.

ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 60ГС2 ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

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

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

² Томский архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия, kozlov@tsuab.ru

В качестве материала исследования использована закаленная на мартенсит сталь 60ГС2. Образцы для усталостных испытаний имели форму параллелепипеда с размерами 8×15×145 мм. Усталостные испытания проводились на специальной установке по схеме циклического симметричного консольного изгиба. Исследования проведены в исходном состоянии, при 120000 (промежуточная стадия) и при 142000 (разрушение материала) циклах нагружения.

Сопоставляя результаты, полученные при анализе структуры стали в исходном состоянии, на промежуточной стадии нагружения и в разрушенном состоянии, можно проследить за изменением параметров дефектной субструктуры стали в зависимости от числа циклов нагружения. Установлено, 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 (в объеме материала, примыкающем к траектории распространения магистральной трещины), определяющими структуру материала являются деформационные процессы.

Усталостное нагружение сопровождается изменением состояния карбидной фазы стали, сформировавшейся при низкотемпературном отпуске на стадии подготовки материала к испытаниям. Электронно-микроскопические дифракционные исследования показывают, что в разрушенном материале частицы цементита сохраняются во всем объеме образца, независимо от расстояния до поверхности разрушения. При этом частицы цементита, расположенные в объеме кристаллов мартенсита, сохранили игольчатую форму. Частицы цементита, расположенные вдоль границ кристаллов мартенсита и имевшие в исходном состоянии форму прослоек, в большинстве случаев разрушены и приобрели сферическую форму. Это обстоятельство позволяет заключить, что деформационные процессы протекают преимущественно вблизи границ раздела кристаллов, а не в их объеме.

Основным откликом материала на усталостное нагружение, как на промежуточной стадии испытаний, так и в разрушенном состоянии, следует признать эволюцию дефектной субструктуры кристаллов мартенсита, морфологии и количественных характеристик частиц карбидной фазы, расположенных в объеме кристаллов и на внутрифазных границах.

Работа выполнена при финансовой поддержке в форме гранта Т02-05.8-2673 МО РФ по фундаментальным исследованиям в области технических наук.

ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ДЕФОРМАЦИИ

Коваленко В. В.¹, Жулейкин С. Г.¹, Громов В. Е.¹, Попова Н. А.², Козлов Э. В.²

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

² Томский архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия, kozlov@tsuab.ru

Методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии количественно исследована градиентная структура, возникающая в квазиэвтектоидных перлитных сталях 9ХФ и 9Х2ФМ при деформации прокатных валков и ударных бойков.

Эволюция структуры перлита при пластической деформации развивается по двум направлениям: 1) фрагментация, которая является чисто дислокационным процессом, и 2) разрушение перлитных пластин и частиц карбида (цементита). Этот процесс протекает при взаимодействии дислокаций с цементитом и атомами углерода. Установлена картина двухстадийной фрагментации пластинчатого перлита. При первичной фрагментации образуются поперечные дислокационные субграницы. При вторичной фрагментации дополнительно к поперечным границам фрагментов образуются продольные.

Эксплуатация, как валка, так и бойка влечет за собой пластическую деформацию. Степень пластической деформации максимальна на поверхности и убывает по мере удаления от нее. Установлено, что при прокате на поверхности валка $\epsilon = 0,7$, на расстоянии 10 мм от нее $\epsilon = 0,4$. При соударении на поверхности бойка $\epsilon = 5,7$, на расстоянии 11 мм $\epsilon = 2,2$, а на расстоянии 22 мм $\epsilon = 0$.

Установлено, что неоднородность пластической деформации, как валка, так и бойка в процессе эксплуатации формирует градиентную структуру. По мере удаления от поверхности, убывают скалярная плотность дислокаций и внутренние напряжения и возрастают размер фрагментов, объемная доля цементита и совершенство перлитной структуры. Эволюция дислокационной и прочей дефектной структуры при ударных нагрузках принципиально подобна поведению ее при прокате. Неоднородность деформации приводит к градиентной структуре.

Зарождение трещин в материале валка обусловлено высокими внутренними напряжениями, которые соизмеримы с σ_B . Источниками дальнедействующих полей напряжений в деформированном перлите являются: 1) дислокационные заряды в поляризованной дислокационной структуре в пластинах α -фазы; 2) несовместимость деформации перлитных колоний. Первые приводят к упруго-пластическому изгибу кристаллической решетки, вторые – к упругому.

Установлено, что дислокационная структура в перлите, возникающая при пластической деформации, практически полностью поляризована. Это обусловлено действием в локальных участках одной системы сдвига. Вследствие этого, появляются большие внутренние напряжения, которые приводят к зарождению микротрещин. Степень пластической деформации, достигаемая при прокатке, ниже, чем при ударном нагружении. В то же время, внутренние напряжения выше в условиях прокатки. Совершенно очевидно, что в условиях ударных нагрузок релаксация внутренних напряжений более значительна, чем при медленной деформации.

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

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Пискаленко В. В.¹, Громов В. Е.¹, Данилов В. И.¹, Козлов Э. В.², Конева Н. А.²

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

² Томский архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия, kozlov@tsuab.ru

Проведено детальное исследование изменений тонкой структуры и фазового состава котельных сталей, которые эксплуатируются при высоких температурах и давлениях, а также в агрессивных средах. Проанализирована связь механических и структурных свойств сталей. Выявлены закономерности изменения тонкой структуры и фазового состава исследуемых сталей при эксплуатации.

Для исследования механических свойств использовали образцы металла из замененных при ремонтных работах коллекторных труб и трубопроводов котельной стали на ГРЭС г. Новокузнецка с разными сроками эксплуатации (до 6 лет) из стали 15К (рабочее давление $P \leq 0,5$ МПа, $t = 300-450^{\circ}\text{C}$), стали 10 (рабочее давление $P \leq 0,5$ МПа, $t \leq 120^{\circ}\text{C}$). Вторая серия исследований проведена на пробах из барабана – сталь 3К (современное обозначение – сталь 20К) и головок кипяточных труб – сталь 10 после 50 лет эксплуатации при $P \leq 1,3$ МПа, $t \leq 200^{\circ}\text{C}$. В третьей серии опытов изучены механические свойства, твердость и микротвердость по сечению прямых участков паропроводов их стали 12Х1МФ, эксплуатировавшихся в широком диапазоне температур и давлений. Растяжение проводилось на универсальной испытательной машине Instron-1185. Скорость перемещения подвижного захвата (1 мм/мин) обеспечивала деформирование со скоростью деформации 10^{-4} с^{-1} .

В результате длительной (50 лет) эксплуатации паронагревательных труб из стали 10 произошло снижение предела текучести на 27%, временного сопротивления разрушению – на 16% и возрастание относительного удлинения до разрыва – на 15%. Аналогичные изменения происходили и в стали 15К, за более короткие промежутки времени и при более высоких температурах. Эти изменения механических характеристик явились следствием деградации структуры стали, которая выразилась в перераспределении и частичном распаде перлитной составляющей, рекристаллизационном росте ферритного зерна.

За 5-летний срок эксплуатации стали 10К, кроме установленных в сталях 10 и 15К причин деградации структуры, отмечается образование прослоек цементита по границам зерен. Этот процесс является опасным, поскольку разрушение обычно происходит по межфазным границам феррит-цементит. Тип дислокационной субструктуры остался прежним – ячеисто-сетчатая; плотность дислокаций возросла в феррите в 1,2 раза, а в перлите в 1,5 раза.

Модельными экспериментами, имитирующими реальные условия эксплуатации, установлено, что при термобароциклировании стали 12Х1МФ в воде с органическими добавками вместо цементита формируются специальные сложные карбиды $(\text{Fe}, \text{Me})_7\text{C}_3$, $(\text{Fe}, \text{Me})_{23}\text{C}_6$, выделяющиеся преимущественно по границам зерен. Объемная доля сетчатой дислокационной структуры при этом растет, а ячеистой уменьшается. Установлен характер изменения механических свойств стали 12Х1МФ при разных сроках эксплуатации при испытаниях на длительную прочность и выполнено сравнение результатов механических испытаний и структуры основного металла и металла поврежденных участков труб пароперегревателей, что позволило проследить стадии ползучести и кинетику формирования микропор и микротрещин.

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В АРМАТУРЕ, ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ ПРЕРЫВИСТОЙ ЗАКАЛКОЙ

Юрьев А. Б.¹, Громов В. Е.¹, Иванов Ю. Ф.², Козлов Э. В.², Коновалов С. В.¹

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

² Томский архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия, kozlov@tsuab.ru

Методами современного физического материаловедения и математического моделирования установлена физическая природа и закономерности формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний экономнолегированных углеродистых сталей в процессе термомеханического упрочнения.

В работе разработана математическая модель расчета распределения температурных полей и структурно-фазового состава стальных стержней. Составлена программа расчета распределения фаз по сечению арматурного стержня диаметром 40 мм из стали 18Г2С, термически упрочненного по режиму прерванной закалки.

Формирование и эволюция градиентных структурно-фазовых состояний при охлаждении стержней методом прерванной закалки связаны с действием различных механизмов $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения: в осевой (центральной) зоне – диффузионный распад аустенита при одновременном выделении частиц цементита, что приводит к измельчению ферритного зерна и замещению пластинчатого перлита псевдоперлитом; в переходном слое – образование двухфазной смеси из аустенитной матрицы с расположенными внутри нее частицами глобулярного карбида железа на стадии охлаждения и диффузионное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с дополнительным выделением частиц пластинчатого карбида железа на стадии самоотпуска; в поверхностном слое – образование мартенсита в результате бездиффузионного распада аустенита при охлаждении и фрагментация кристаллов мартенсита в результате релаксации дислокационной субструктуры, зарождение центров рекристаллизации и протекание процесса карбидообразования при отпуске за счет внутреннего тепла.

Установленный градиентный характер строения отдельных слоев стальных стержней из углеродистых и низколегированных сталей проявляется на разных структурных и масштабных уровнях. Показано, что структурно-фазовое состояние стержней из стали 18Г2С зависит от диаметра.

Изучено влияние степени легирования углеродистой стали и технологических параметров процесса прерванной закалки на количество и толщину структурных слоев в сечении. Установлена связь между структурами и механическими свойствами арматурных стержней диаметром 32-40 мм из стали 18Г2С. Прямыми испытаниями определены временное сопротивление и предел текучести отдельных структурных слоев.

Показано, что сведения о структуре и фазовом состоянии материала, полученные методами дифракционной электронной микроскопии, позволяют восстановить температурно-кинетическую траекторию охлаждения в сечении стержня. Проведено сопоставление траектории охлаждения с диаграммой превращения аустенита на примере стержня диаметром 40 мм из стали 18Г2С.

Для условий стана 450 ОАО “ЗСМК” выбран оптимальный состав стали и разработана технология термического упрочнения по режиму прерванной закалки арматуры диаметром 32-40 мм на классы 460 по BS 4449 и Ат500С по ГОСТ 10884.

**МОДЕЛЬ ВЗАИМНО ПРОНИКАЮЩИХ АТОМОВ И ПРИМЕРЫ
ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЕЕ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ
ФОРМИРОВАНИЯ И ИЗМЕНЕНИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И ЗЕРЕННЫХ
СТРУКТУР В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ**

Титорov Д. Б.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия, titorov@nm.ru

В [1,2] предложена модель взаимно проникающих атомов. Атом представляется в виде неоднородного сферического (в общем случае – эллипсоидного) тела. Состоит модельный атом из внутреннего шара – области внутренних электронов, и сферической оболочки из внешних электронов. Размеры шара и оболочки и их отношение зависят от количества внутренних и внешних электронов. Плотной упаковкой модельных атомов с учетом правила парного взаимного проникновения оболочек можно моделировать формирование различных кристаллических структур: ГЦК, ОЦК, типа алмаза, графита, NaCl и других. Тип формирующейся структуры зависит от отношения радиусов шара и оболочки.

Использование, в своей основе, геометрической, модели взаимно проникающих атомов позволило довольно просто показать, как из атомов с одинаковым радиусом формируются принципиально отличные структуры, например, алмаза и графита. Построена модель $\alpha \leftrightarrow \gamma$ полиморфных превращений в железе, в которой показано, почему при переходе из “менее плотной” α (ОЦК) в “более плотную” γ (ГЦК) структуру кратчайшее расстояние между атомами, тем не менее, увеличивается с $d_1 = 0.2507$ нм у αFe до $d_1 = 0.2578$ нм у γFe . Приведены примеры моделирования межатомной связи на границах зерен поликристаллов. Показано, как смещения атомов на стыках зерен инициируют перемещения атомов между зернами на межзеренных границах, миграцию границ и, в конечном итоге, рост зерен.

При развитии модели введены силы взаимодействия между атомами. Межатомными силами притяжения взаимно проникающих атомов являются кулоновские силы притяжения между сегментами проникших оболочек и зарядами ядер, которые нескомпенсированы внешними электронами. Силы межатомного отталкивания состоят из кулоновских сил отталкивания между сегментами, проникшими в оболочку, и сил, обеспечивающих тепловое расширение. Взаимодействие этих сил между собой и их равновесие обеспечивают связь между модельными атомами, формирование и устойчивость модельных кристаллических структур. Из условия равновесия межатомных электромагнитных и тепловых сил рассчитаны радиусы оболочек модельных атомов Au, Ag, Cu.

Используя значение радиусов оболочек модельных атомов Au, Ag и Cu, вычисленные для чистых веществ, и атомные кластеры, в виде первых координационных сфер с внутренними атомами, рассчитаны межатомные расстояния в сплавах AuAg и AuCu различных составов. Характер зависимости средних межатомных расстояний от содержания элементов и численные значения хорошо совпадают с экспериментальными данными. Например, у сплава Au₅₀Ag₅₀ вычисленное на основе модели кратчайшее межатомное расстояние $d_1^M \approx 0.28798$ нм близко к экспериментально определенному $d_1^E \approx 0.28805$ нм, и оба они меньше, чем вычисленное по правилу Вегарда, т.е. среднее $(d_{1\text{Au}} + d_{1\text{Ag}})/2 = (0.2882 + 0.2888) = 0.2885$ нм. У сплава Au₅₀Cu₅₀ $d_1^M \approx 0.276$ нм, наоборот, больше, чем вычисленное по правилу Вегарда (0.2718 нм), что тоже согласуется с экспериментальными данными.

1. Титорov Д.Б., Кристаллография, 2001, том 46, № 1, с. 25-27.
2. Титорov Д.Б., Поверхность, 2003, № 6, с. 100-106.

СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ТЕХНИЧЕСКОЙ МЕДИ ПОСЛЕ МНОГОПЕРЕХОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПУТЕМ ВИБРОМЕХАНИЧЕСКОГО ОБЖАТИЯ И ПРЕССОВАНИЯ

Печина Е. А.¹, Демаков С. Л.²

¹ Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия,
ElenaP@fnms.fti.udm.ru

² Уральский государственный технический университет – УПИ, Екатеринбург,
tofm@mail.ustu.ru

Вибромеханическая обработка (ВМО) является многопереходным способом деформирования металлов и их сплавов. Технологическая ценность этого метода деформирования, по сравнению с традиционными методами, 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. Метод ВМО обеспечивает стабильность по толщине стенки труб, что позволяет поместить его в ряду методов холодной обработки материалов давлением между ротационной ковкой и прессованием.

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 (n) материала через деформирующий элемент.

В данной работе проведены исследования микроструктуры и текстуры деформации технической меди марки М2 на трубах с исходным внешним диаметром 26 мм и толщиной 3 мм, прошедших многопереходную ($n = 4$) безоправочную обработку методами ВМО и ПП без использования промежуточных отжигов. Для этого применены методы световой микроскопии (Neophot-2) и рентгеноструктурного анализа (ДРОН-3, $\text{Cu K}\alpha$ -излучение). Проведена математическая обработка полученных рентгеновских дифрактограмм с целью выявления закономерностей в изменениях структурных характеристик от метода деформирования и количества проходов. В результате получена оценка характера локализации деформации в объеме материала трубы.

Исследование микроструктуры показало, что ВМО приводит к значительно меньшей, по сравнению с ПП, локализации деформации во внешнем и внутреннем поверхностных слоях стенки трубы. Замечено, что локализация деформации на внутренней поверхности трубы, прошедшей ВМО, значительнее, чем на внешней. При этом на продольном сечении трубы после ВМО (4 прохода) формируется ориентированная в направлении вытяжки зеренная структура, а на поперечном – радиально ориентированная. Рентгеноструктурными исследованиями выявлено, что с увеличением количества проходов при ВМО появление неблагоприятной текстуры, затрудняющей дальнейшее деформирование, происходит позднее, по сравнению с ПП.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ПРОИСХОДЯЩИХ В СТАЛЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ В ХОДЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Вологжанина С. А., Ермаков Б. С., Солнцев Ю. П.

*Санкт-Петербургский государственный университет низкотемпературных
и пищевых технологий, Санкт-Петербург, Россия,
svet_spb@mail.ru*

Проблема продления ресурса низкотемпературного оборудования является одной из наиболее острых задач криогенного материаловедения и к настоящему времени охватывает целый ряд отраслей оборонной и гражданской направленности. Проблема промышленной безопасности, охрана труда и снижение аварийности и травмоопасности производства особо остро встала в последнее десятилетие. Это связано с резким старением парка оборудования, отсутствием его плановых реноваций, повторным введением отдельных агрегатов и производств в целом в эксплуатацию после длительных, иногда многолетних, простоев. Это потребовало переосмысления широко известных классических работ по вопросам материаловедения углеродистых и легированных сталей с учетом особенностей их эксплуатации в 90-е годы 20-го века и в настоящее время, позволяющих повысить надежность низкотемпературного оборудования.

Учитывая возросший уровень требований к оценке работоспособности оборудования, особенно за пределами его расчетного срока службы, Международной Академией холода (МАХ) была разработана комплексная программа исследований, направленных на создание новых методов оценки надежности и долговечности оборудования низкотемпературной техники. На основании экспериментальных исследований фактического состояния оборудования криогенной техники, отработавшего расчетный срок службы и анализа материала вырезок из основного (эксплуатируемого в интервале температур 233-743 К) и вспомогательного оборудования (эксплуатируемого в интервале 4,2-1000 К), были определены основные факторы риска, ответственные за снижение надежности и долговечности криосистем.

С помощью методов Оже-спектроскопии и ЭСМА установлено, что кратковременные технологические разогревы (достигающие в сумме за период эксплуатации от 100 до 1000 ч) могут приводить к развитию зернограничных сегрегаций примесных атомов как в материале вспомогательного, так и основного оборудования, приводя к охрупчиванию материала при его низкотемпературной эксплуатации.

Уточнены температурно-временные области максимального развития зернограничных сегрегаций атомов фосфора, азота, серы, марганца, кремния и цветных металлов в границах зерен углеродистых и ряда легированных сталей. На основании этого представляется возможным более обосновано назначать режимы термической обработки сталей и рассчитывать температурные режимы эксплуатации и технологических разогревов низкотемпературного оборудования, изготовленного из этих сталей.

Показано, что эксплуатация основного оборудования в диапазоне температур 1000–4,2 К может приводить к возникновению коррозионных трещин по механизму МКК, а при температурах от 293 до 4,2 К – по механизму КР.

Определены температурно-временные параметры технологических разогревов оборудования, не приводящие к возникновению в металле криосистем склонности к МКК и развитию зернограничных сегрегаций примесных атомов.

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ОБОРУДОВАНИЯ, ЭКСПЛУАТИРУЕМОГО В УСЛОВИЯХ СИБИРИ И КРАЙНЕГО СЕВЕРА

Вологжанина С. А., Ермаков Б. С., Крутиков Н. В.

*Санкт-Петербургский государственный университет низкотемпературных
и пищевых технологий, Санкт-Петербург, Россия,
svet_spb@mail.ru*

Одной из причин охрупчивания углеродистых сталей, повышения температуры хрупко-вязкого перехода, снижения сопротивляемости усталостным воздействиям и воздействиям коррозионной среды является образование в границах наследственных аустенитных зерен сегрегаций примесных атомов – фосфора, цветных металлов, серы. В ходе исследований была установлена взаимосвязь между размерами аустенитных зерен сталей и концентрацией примесных атомов в тонких слоях зернограничного твердого раствора. Следовательно, одним из путей повышения эксплуатационной надежности оборудования, эксплуатируемого в условиях Сибири и Крайнего Севера, может быть снижение размеров аустенитных зерен сталей. Этот путь может быть реализован выполнением специальных видов термической и термомеханической обработки, модифицированием сталей кальцием и редкоземельными элементами в количествах, достаточных для связывания атомов фосфора в специальные соединения. При оценке трещиностойкости стали и прогнозировании ее изменения в углеродистых сталях дополнительно следует учитывать такие факторы, как морфология, стехиометрический состав и содержание неметаллических включений. Введение в сталь модификаторов способно изменить морфологию неметаллических включений, повысить сопротивляемость материала хрупким разрушениям, в первую очередь, за счет изменения формы и типа сульфидных и оксидных включений. Сера в спокойной стали, в основном, находится в виде обособленных точечных или строчечных включений. Наиболее опасны включения строчечного типа, располагающиеся по границам зерен. Эти включения приводят к снижению хладостойкости стали, снижают когезию границ, затрудняют ее пластическую деформацию. Введение в жидкую сталь марганца приводит к связыванию серы в сульфиды марганца (вместо сульфидов железа в кипящих сталях), несколько уменьшая вредное воздействие серы. Однако ряд свойств стали, загрязненной сульфидными включениями, например, ударная вязкость в направлении прокатки, практически не изменяется. Вредное воздействие серы может быть уменьшено за счет модифицирования стали РЗМ и кальцием. Введение этих металлов должно производиться в расплавленную сталь и приводит к формированию неметаллических включений глобулярной формы, что повышает ударную вязкость и усталостную прочность стали в 1,5–2 раза. Известно, что введение кальция способствует образованию более мелких равноосных глобулярных комплексных включений. РЗМ так же, как и кальций, вводимые в жидкую сталь, полностью связываются в неметаллические включения глобулярной формы. При их содержании до 0,15 % они вступают во взаимодействие только с серой и кислородом. Однако, по мнению ряда авторов, при увеличении содержания РЗМ до 0,4 % от массы плавки, возможно образование в стали соединений РЗМ с фосфором. Такое связывание фосфора могло бы резко изменить ситуацию с развитием зернограничных сегрегаций этого элемента в границах зерен сталей, принципиально пересмотреть проблему не только хладноломкости и трещиностойкости углеродистых сталей, но и решить задачу задержанных разрушений, например, закалочных и холодных сварочных трещин. Однако это перспективное направление в настоящее время находится в стадии экспериментальных работ и требует достаточно длительных сроков и объемных испытаний до внедрения в промышленность.

О ВОЗМОЖНОСТИ РЕГИСТРАЦИИ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ ТЕРМОУПРУГОГО ФОТООАКУСТИЧЕСКОГО МЕТОДА

Муратиков К. Л., Глазов А. Л.

*Физико-Технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, С.Петербург, Россия,
klm@holo.ioffe.rssi.ru*

Развитие методов регистрации внутренних напряжений представляет собой важную задачу современного материаловедения. В настоящее время для этих целей с успехом используются оптические, ультразвуковые методы, метод рамановской микроскопии, методы дифракции рентгеновских лучей и медленных нейтронов, метод сверления отверстий в сочетании с методами голографической и спекл интерферометрии. В последнее время в ряде публикаций отмечалась также возможность использования фотоакустического (ФА) метода для регистрации внутренних напряжений. Вместе с тем, несмотря на целый ряд достоинств этого метода (универсальный характер, высокое пространственное разрешение), перспективы использования ФА метода для регистрации внутренних напряжений остаются недостаточно изученными. В связи с этим в данной работе основное внимание уделялось проведению экспериментальных и теоретических исследований, направленных на выяснение данного вопроса. Исследования проводились в трех направлениях:

1. изучение поведения ФА сигнала вблизи мест индентации по Виккерсу в керамиках,
2. изучение поведения ФА сигнала при отжиге,
3. изучение изменений в поведении ФА сигналов при действии на образец заданной внешней нагрузки.

В ходе этих экспериментов было продемонстрировано влияние механических напряжений на ФА сигнал, и было показано, что их результаты могут использоваться для оценки чувствительности ФА метода к напряжениям.

Для объяснения полученных результатов была предложена теоретическая модель ФА эффекта в твердых телах с внутренними напряжениями. Она основывается на нелинейной модели твердых тел, учитывающей модули упругости третьего порядка, а также зависимость постоянной термоупругой связи материала от напряжения. С ее помощью детально проанализирована задача поведения ФА сигнала вблизи концов трещин. Показано, что предложенная теоретическая модель ФА эффекта находится в хорошем соответствии с имеющимися экспериментальными данными по поведению ФА сигнала вблизи концов трещин как для случая нормальных, так и касательных напряжений. Обсуждены возможности использования полученных экспериментальных и теоретических результатов к проблеме измерения коэффициентов интенсивности напряжений вблизи концов трещин.

Данная работа поддерживалась РФФИ в рамках проекта 04-02-17622, а также Администрацией Санкт-Петербурга в рамках программы по научной и научно-технической деятельности.

ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ СПЕЧЕННОГО Fe-Ti СПЛАВА АНТИФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Овечкин Б. Б., Мячин Ю. В.

*Томский политехнический университет, г. Томск, Россия,
ovechkinb@tpu.ru*

В большинстве случаев сопротивление материала различным видам разрушения (усталостное разрушение, изнашивание, коррозия материала и др.) зависит от состояния поверхности изделия. Различные варианты поверхностного упрочнения очень широко используются в промышленном производстве для повышения эксплуатационных характеристик деталей машин, инструмента, пар трения и т. д. Одно из основных назначений поверхностного упрочнения — повышение износостойкости деталей машин. Однако имеются данные, что химико-термическая обработка, в частности, азотирование, повышает антифрикционные характеристики материалов.

Как и в случае компактных материалов, спеченные изделия также могут подвергаться химико-термической обработке.

В данной работе ставилась задача исследовать структуру и свойства спеченного упрочненного материала системы Fe-Ti, оценить влияние режимов ионного азотирования, а именно температуры и времени выдержки на распределение твердости по глубине упрочненного слоя. А также оценить влияние азотированного слоя на механические характеристики материала.

В качестве порошкового материала использовали образцы на основе железа. Состав порошковой шихты состоял из 5% ферротитанового порошка и 95% – железного порошка марки ПЖ4М3. Железный порошок широко используется в порошковой металлургии в качестве основы для получения антифрикционных материалов, так как обладает высокими механическими свойствами и экономически выгоден. Титановый порошок используется как сильный нитридообразующий элемент, а также для повышения твердости и прочности материала.

Для поверхностного упрочнения были приготовлены спеченные образцы по двум режимам: 1 – давление прессования 600 МПа, температура спекания 1300°C и время выдержки 2 часа; 2 – давление прессования 600 МПа, температура спекания 1050 °C и время

выдержки 2 часа. Таким образом, варьируя температуру спекания, получили образцы с различной остаточной пористостью – 20% и 25%, соответственно.

Азотирование осуществляли с помощью лабораторной установки кафедры материаловедения в машиностроении Томского политехнического университета. Температура азотирования составляла 550 °C, время выдержки 1 ч. Для сравнения структуры и свойств азотированного слоя по такому же режиму провели азотирование стального образца стали 65X13.

В процессе азотирования композиции Fe-Ti титан, как сильный нитридообразующий элемент, притягивает основную долю атомов азота, при этом, как предполагается, образуется достаточно твердый нитрид титана (TiN), с характерным для данного соединения светло-желтым оттенком. Микротвердость на поверх-

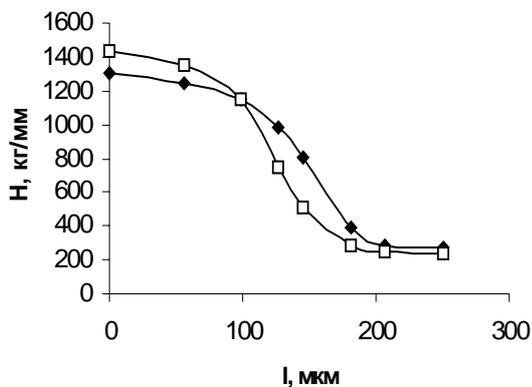


Рис.1. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя в спеченных образцах при различной температуре спекания: □ – остаточная пористость 20%; ◆ – остаточная пористость 25%

ности образцов после азотирования составляла 1100-1300 HV (рис.1). Разброс в твердости в данном случае можно объяснить высокой пористостью материала и гетерогенностью структуры.

Как видно из рис.1, образцы с разной плотностью имеют различную толщину упрочненного слоя после ионного азотирования. Другими словами, чем больше пористость материала, тем толщина упрочненного слоя после азотирования выше при одном и том же времени изотермической выдержки. Этот эффект объясняется тем, что с повышением пористости материала увеличивается проникающая способность атомов азота вглубь образца. Наиболее ярко эта картина наблюдается в сравнении с компактными материалами. Образец из стали 65X13 имеет упрочненный слой около 60 мкм при времени изотермической выдержки 1 час, то есть в 2-2,5 раза меньше, чем в случае спеченных образцов при таком же времени азотирования.

Для изучения прочностных характеристик спеченный сплав подвергали сжатию на испытательной машине конструктора Шенка. Сжатию подвергались как азотированные, так и не азотированные образцы. Сравнительные результаты эксперимента показали, что наличие упрочненного слоя лишь незначительно повышают прочность материала [1,2].

Таким образом, можно сказать, что исследованная Fe-Ti композиция достаточно хорошо подвергается азотированию, причем, по качественным и количественным характеристикам существенных отличий упрочненных слоев компактного и спеченного материала не наблюдается; временные затраты на сам процесс азотирования в случае спеченной композиции существенно снижается. Результаты механических испытаний на сжатие спеченного Fe-Ti сплава показали, что азотированный слой практически не влияет на прочность данного материала.

1. Мячин Ю.В., Овечкин Б.Б., Слосман А.И. Спеченный железотитановый сплав антифрикционного назначения.//Труды 1-ой международной научно-практической конференции «Современные проблемы машиностроения и приборостроения». 24-28 сентября 2002. – С.23-25.
2. Мячин Ю.В., Скобелева И.Н. Исследование структуры и свойств спеченного поверхностно упрочненного Fe-Ti сплава антифрикционного назначения. // Сб. тр. VII Международной научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых “Современные техника и технологии” -Томск, 2001. С.174-176.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ЧЕРЕЗ ПОЛНЫЕ И НЕПОЛНЫЕ ИНТЕРВАЛЫ ТЕМПЕРАТУР ОБРАТИМОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Петров А. А.

*Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург,
alpe78@mail.ru*

Основные эффекты памяти формы можно наблюдать в интервале температур мартенситного превращения: однократный эффект памяти формы при нагревании, эффект пластичности превращения при охлаждении под постоянным или переменным напряжением и т.д. Еще одно свойство, получившее название “обратимая память формы”, по существу, представляет собой запоминание пути, по которому производилось предвари-

тельное термомеханическое нагружение материала. Кроме того, в последние годы обсуждается так называемый SMART-эффект (Step-Wise Martensite to Austenite Reversible Transformation) – эффект пошагового обратимого превращения мартенсита в аустенит. Это особый вид памяти, который инициируется предварительным незавершенным циклом превращения при нагревании, т.е. процедурой, в которой превращение мартенсита в аустенит прерывают в интервале температур $A_n - A_k$ и производят охлаждение, переводя материал полностью в мартенситное состояние. Если теперь осуществлять нагрев через полный интервал обратного превращения, монотонно повышая температуру, то можно наблюдать характерную особенность температурной кинетики превращения. Эта особенность заключается в том, что в процессе нагрева будет иметь место температурная задержка изменения какой-либо физической величины, чувствительной к изменению фазового состояния. Задержка превращения возникает при той же температуре, при которой прерывали фазовый переход в процессе предварительного незавершенного цикла превращения при нагревании или при несколько большей температуре.

В настоящей работе изучено деформационное поведение никелида титана в процессе реализации обратимой памяти формы при незавершенных циклах превращения, как при нагревании, так и при охлаждении, а также при различных вариациях теплосмен. Использовали кольцевые образцы сплава TiNi3 с предварительно сформированной обратимой памятью формы мартенситного типа. В результате проведенных испытаний получены данные, демонстрирующие отклонение гистерезисной кривой от обычной, полученной в предварительных полных циклах превращения. Эксперименты подтвердили появление температурной задержки в точке, в которой предыдущий цикл превращения был прерван. Полученная задержка составляет 3 - 5 °С. Подобное явление наблюдается и в других случаях, когда температура, при которой цикл превращения прерывают, попадает в область $A_n - A_k$. При проведении последовательности нескольких незавершенных термоциклов с увеличивающейся температурой прерывания, температурная задержка возникает также при остановке в пределах $A_n - A_k$, но только после достижения области $M_n - M_k$ в процессе охлаждения. Также был определен интервал между температурами, при которых прерывают обратное превращение, превышение которого способствует разделению температурных задержек. Этот интервал составляет 1,5 °С. Проведен также цикл исследований механического поведения никелида титана при реализации обратимой памяти формы после незавершенного прямого превращения при охлаждении. Установлено, что после перевода материала полностью в аустенитное состояние подобный эффект при прямом переходе не наблюдается. При анализе установленных аномалий предполагается, что причиной такого эффекта являются скопления дефектов, которые наследуются мартенситной фазой и действуют как центры закрепления движущейся межфазной границы при последующем нагревании.

Проведены испытания термоциклической стойкости сплава Ti–Ni под постоянной нагрузкой, соответствующей в исходном состоянии напряжениям 170, 350, 410 и 500 МПа. Экспериментально установлены зависимости деформаций, полученные образцом за счет пластичности превращения и возвращаемых при реализации эффекта памяти формы, от числа термоциклов для различных напряжений. Например, при нагрузке соответствующей напряжению 500 МПа, количество циклов до разрушения составило 27 циклов.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АМИНОСТИРОЛА ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Палистрант Н. А.

*Международная Лаборатория Твердотельной Электроники и Сверхпроводимости
Института Прикладной Физики Академии Наук Молдовы, Кишинэу, Республика Молдова
natpal@phys.asm.md*

В последнее время большое внимание уделяется полимерным материалам, так как они обладают уникальными физическими и химическими свойствами и широко применяются на практике. Например, новые композиты на основе 4-аминостирола могут использоваться в качестве сред для тиражирования и хранения голографической информации (голографических копий). С целью дальнейшего улучшения рельефа изображения полимерные сшивающиеся слои, содержащие химически активные связи (звенья) аминостирола, были получены нами методом радикальной полимеризации [1, 2]. Основной особенностью полимеров, отличающей их от низкомолекулярных соединений, являются большие значения молекулярных масс. Длина цепи полимеров намного превышает их поперечные размеры. В зависимости от условий в полимере определенного химического строения могут формироваться надмолекулярные структуры различных типов, которые обеспечивают различные комплексы механических свойств и различную прочность материалов. Существенное влияние на механические свойства оказывает также соотношение между химическими компонентами вещества, введение определенных добавок (пластификаторов). Пластификатор, обволакивая те или иные группы полимера, не может не оказывать влияния на внутримолекулярное взаимодействие звеньев молекулы, на их потенциальные барьеры вращения, что также оказывает влияние на физические свойства полимерных композитов. Таким образом, существует много возможностей для вариации механических, а следовательно, и физических свойств, и именно в этом своеобразии и заключается главная особенность кристаллических полимеров. В работах по изучению механических свойств, выполненных на разнообразных полимерных соединениях, показано, что микротвердость является действенным инструментом для понимания физических процессов, проходящих в материале [3]. Однако ввиду огромного разнообразия полимерных материалов и сложности протекания физических процессов, имеющих в литературе данных, особенно для аминостирольных материалов, явно недостаточно. В связи с этим в данной работе изучается влияние химического состава на механические свойства аминостирольных полимерных слоев. Особое внимание уделяется пониманию физики процессов, протекающих при действии сосредоточенной нагрузки. Для этого форма отпечатков индентора и картины деформирования вокруг отпечатков исследовались в широком интервале нагрузок.

1. V.Bivol, S.Robu, G.Dragalina, L.Bostan, A.Prisacari, A.Coban. Applications of Photonic Technology 4, Photonics North. SPIE Volume 4087, 2000, p.754 – 760
2. Bivol, V.V., Robu S.V., Barba N.A., Dragalina G.A., Vlad L.A., Dementiev I.V., Prisacari A.M. Proceedings of SIOEL'98, Bucharest, Romania, 1998. p.85-90.
3. Soloukhin Victor A., Posthumus Willen, Brokken-Zijp Jose C.M. Polymer 43, 2002, p. 6169-6181.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ МЕТОДОМ “НУЛЕВОЙ” ПОЛЗУЧЕСТИ: УСТАНОВКА, РЕЗУЛЬТАТЫ

Ваганов Д. В., Жевненко С. Н.

*Московский Институт Стали и Сплавов (Технологический университет), Москва, Россия,
sergeyng@mail.ru*

Сконструирована установка для измерения поверхностного натяжения методом “нулевой” ползучести. Основная идея заключается в том, чтобы свести к минимуму манипуляции с исследуемыми объектами в процессе их нагрева, ввода примеси и измерения величины деформации. Нагрев образцов осуществляется под кварцевым (прозрачным) колпаком с помощью инфракрасного излучения. Измерение величины деформации производится с помощью катетометра (рис. 1).

Для исследования используются образцы в форме проволоки с диаметром <150 мкм и длиной несколько сантиметров, или фольги толщиной 20 – 50 мкм.

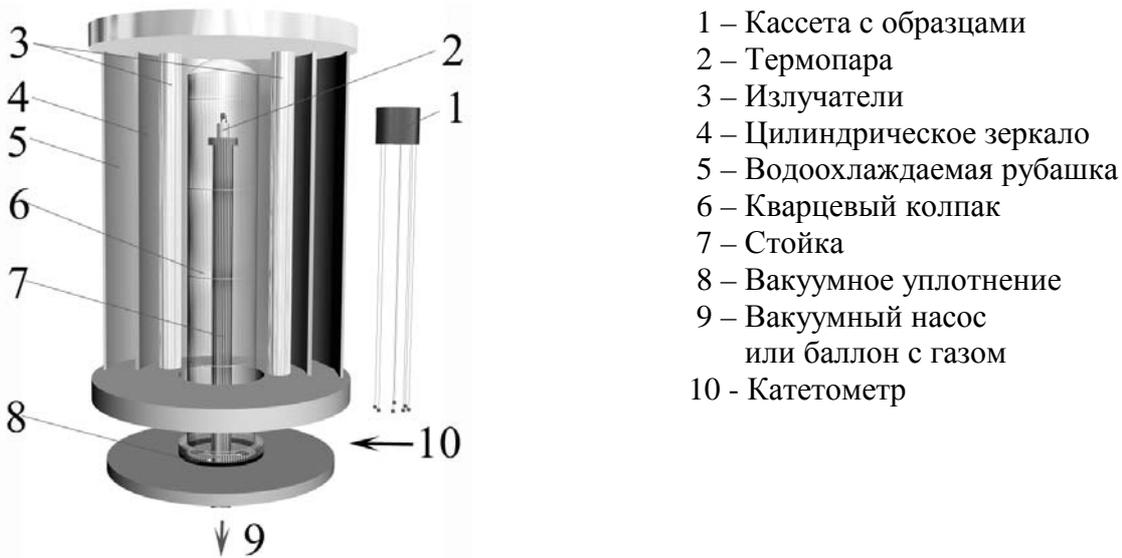


Рис. 1. Схема экспериментальной установки.

В экспериментах по определению поверхностного натяжения меди (4N, проволоочки диаметром 120 мкм, атмосфера водорода, температура 850⁰С) было получено значение 1,65 Н/м, что находится в хорошем соответствии с литературными данными [1,2].

1. Udin H., Shaler A.J., Wulff J. The surface tension of solid copper // Trans. Met. Soc. AIME. V. 185.1949. P.186-90
2. Hondros E.D. The influence of phosphorus in dilute solid solution on the absolute surface and grain boundary energies of iron //Proc.Roy.Soc.A.V.286.1965.P.479- 498

ПРОНИКНОВЕНИЕ ЖИДКОГО ГАЛЛИЯ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ И СПЛАВОВ АЛЮМИНИЙ-ГАЛЛИЙ И АЛЮМИНИЙ-МАРГАНЕЦ

Козлова О. В., Родин А. О.

Московский Институт Стали и Сплавов (Технологический университет), Москва, Россия,
lya_lya2000@mail.ru, rodin@misis.ru

Была изучена кинетика проникновения жидкого галлия по границам зерен в чистом алюминии и сплаве алюминий–галлий с концентрацией галлия 0,7 массовых процентов. Исследования были проведены в двух режимах: *in situ* наблюдения (когда галлий находился в жидком состоянии) под световым микроскопом при температуре 42 °С и наблюдения в закаленном состоянии (когда галлий был закристаллизован) после выдержки при той же температуре.

Было показано, что по всем границам зерен образуются трещинообразные каналы, заполненные галлием и имеющие почти параллельные стенки (рис.1). Толщина каналов составила 1-3 мкм. *In situ* наблюдения под световым микроскопом показали, что каналы развиваются со скоростью около 10 мкм/сек впереди распространения фронта жидкого галлия по поверхности образца.

При наблюдении шлифа в случае закаленного состояния было получено, что во всех образцах длина каналов изменялась со временем линейно (рис.2). Средние значения скорости проникновения жидкого галлия по границам зерен для чистого алюминия и сплава алюминия с 0,7 % галлия соответственно равны: 14,2 мкм/сек и 8,0 мкм/сек.

Аналогичные эксперименты были проведены для сплава с 50 ppm марганца. Также, как в сплаве с галлием, кинетика проникновения жидкого галлия была линейна, однако скорость проникновения возросла в 2,5 раза (35 мкм/сек) по сравнению с чистым алюминием.

Предложено качественное объяснение результатов.

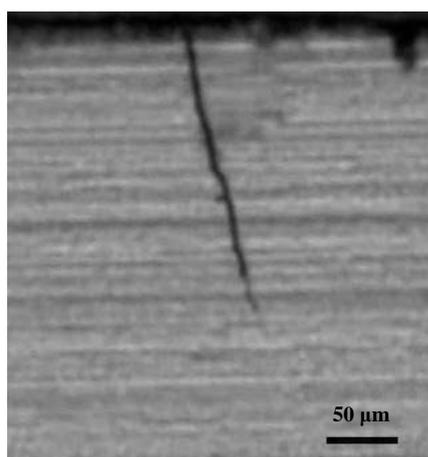


Рис. 1. Типичный вид канала.
 Чистый алюминий.
 Время $t = 15$ с, $T = 40^\circ\text{C}$.

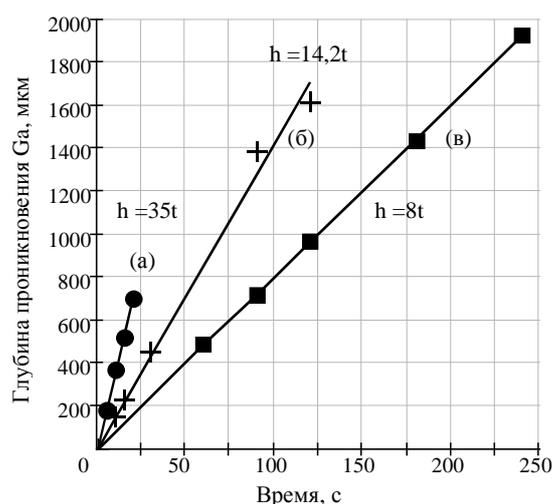


Рис. 2. Временная зависимость глубины проникновения галлия по границам зерен чистого алюминия и его сплавов:
 (а) сплав Al с 50 ppm Mn, (б) чистый Al,
 (в) сплав Al с 0,7% Ga.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТЕОРИТНОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДАМИ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЙ МЕХАНИКИ

Китаев Д. Е.*, Траскин В. Ю.

*МГУ им. М. В. Ломоносова, химический факультет, кафедра коллоидной химии,
лаборатория физико-химической механики, Москва, Россия,*

* dkfk@mail.ru

Метеориты – тела, упавшие на землю из межпланетного пространства. Уникальные свойства метеоритного вещества обусловлены особыми условиями его формирования. Их изучение с позиций физико-химической механики позволяют получить ценную информацию для выяснения некоторых общих вопросов материаловедения. Так, медленная скорость остывания (около 10 °С за 10⁶ лет), обусловившая наличие в железо-никелевых метеоритах крупнокристаллической структуры, должна привести к образованию специальных границ зерен с весьма низкой энергией. Выявление таких границ и изучение их взаимодействия с жидкими металлами (Pb, Sn и др.) может помочь существенно расширить диапазон значений межзеренных энергий, в котором это явление изучается на земных объектах. Кроме того, методы физико-химической механики могут быть использованы для диагностики метеоритного характера образцов природного происхождения и для их датировки. Например, наличие трещин, заполненных расплавом после или в процессе их образования (в условиях эффекта Ребиндера), соответствует различным «биографиям» исследуемого материала.

Нами был разработан ряд новых методов изучения метеоритов: получение распределения значений свободных межзеренных энергий на основе распределения двугранных углов в тройных стыках зерен; оценка ускорения силы тяжести, в условиях которой происходил процесс кристаллизации тела, исходя из геометрических параметров образцов. Измерения углов в тройных стыках проводились как на реальных образцах железо-никелевых метеоритов, так и по фотографии шлифа метеорита «Тамаругал». В обоих случаях распределения значений межзеренных энергий достаточно узкие, что позволяет сказать о высокой степени равновесности границ зерен. Было найдено соотношение свободной межзеренной энергии когезионных границ тэнит – камацит с адгезионными камацит – камацит и показано, что энергия когезионных границ больше энергии адгезионных.

Оценка ускорения силы тяжести проводилась на образце, предположительно представлявшем собой метеорит из класса мезосидеритов (силикатная матрица с металлическими включениями). Определение капиллярной постоянной по форме включений позволило сделать вывод о земном происхождении данного образца, впоследствии подтвержденный другими методами.

ОЦЕНКА СКЛОННОСТИ СТАЛЕЙ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПО ВЕЛИЧИНЕ КРИТИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ ВДАВЛИВАНИЯ

Барон А. А., Бахрачева Ю. С.

Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград, Россия,
detmash@vstu.ru

Все характеристики материала при различных видах механических испытаний – это макроскопические проявления его конкретной физической природы, особенностей структуры и химического состава. Поэтому сопротивление усталости, трещиностойкости, свойства при растяжении, ударном изгибе, контактном деформировании должны быть связаны друг с другом. Это основная идея теорий прочности, где о поведении металла при самых различных напряженных состояниях судят по результатам испытаний на растяжение. Такой подход дает возможность обобщить на единой теоретической основе имеющиеся в литературе отдельные результаты и предложить ряд новых аналитических соотношений. Известно, что даже самому хрупкому разрушению предшествует локальная пластическая деформация у основания надреза. Наблюдаемое при повышении прочностных свойств, снижении температуры, увеличении скорости деформации 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.

В настоящей работе сопоставляются результаты, полученные при контактном деформировании, и ударной вязкости KCV в температурном интервале от -196°C до $+20^{\circ}\text{C}$ для ряда сталей, широко применяющихся в производстве: 17ГС, 17ГС-У, 06Г2НАБ, 10Г2ФБ, 10Г2ФБ-У, 10ХГНМАЮ, 15Х2НМФА. Ударную вязкость определяли по стандартной методике ГОСТ 9454. Вдавливание 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. При вдавливании, в силу специфики напряженного состояния, поскольку материал испытывает всестороннее сжатие, разрушение не происходит. Тем не менее, поскольку в пластической зоне под отпечатком вдоль оси вдавливания функция $\sigma_i = f(\varepsilon_i)$ следует обобщенной кривой течения, то можно попытаться сопоставить энергию деформации в центре отпечатка с энергией пластической деформации в вершине трещины.

На основе исследований, проведенных на малоуглеродистых низколегированных сталях, предложен интегральный параметр, названный критической энергией вдавливания $U_{кр}$ для определения склонности к хрупкому разрушению. Затем были сопоставлены результаты определения критической энергии вдавливания $U_{кр}$ и ударной вязкости KCV в температурном интервале от -196°C до $+20^{\circ}\text{C}$ для указанных сталей. Результаты свидетельствуют о существовании линейной зависимости между величиной критической энергии вдавливания $U_{кр}$ и величиной ударной вязкости KCV во всем интервале температур для каждой стали. Расчеты показывают, что углы наклона прямых $KCV = f(U_{кр})$ для каждой стали зависят от величины истинного сопротивления разрыву, S_k при 77.

Зная значения критической энергии вдавливания $U_{кр}$ и углового коэффициента, рассчитываем величину ударной вязкости KCV . Экспериментальная проверка метода свидетельствует, что погрешность определения ударной вязкости при комнатных температурах не превышает 30%. Результаты приведенных исследований позволяют предложить неразрушающий экспресс-метод определения склонности к хрупкому разрушению низколегированных сталей.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ПОВЫШЕНИЕ КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ УЛУЧШАЕМЫХ СТАЛЕЙ

Кобцева И. В., Семенова Л. М.

*Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград, Россия,
detmash@vstu.ru*

При определенной степени воздействия в системах возникают внутренние процессы, направленные на организацию новых структур. Термоциклическая обработка является такой системой, в которой происходит эволюционное развитие дислокационной структуры под действием внутренних напряжений. Так, например, в аустените под влиянием фазового наклепа происходит эволюция дислокационной структуры с разориентировкой от типа «леса» до ячеистой с образованием малоугловых границ. В результате этих процессов изменяются форма и структура границ зерен и прочностные и пластические свойства. Исследование влияния режимов термоциклирования на свойства улучшаемых сталей показало, что в зависимости от схемы циклирования и от числа циклов изменяются твердость, ударная вязкость при комнатной температуре и при температуре минус 40 °С, величина действительного зерна аустенита и прокаливаемость сталей.

При увеличении числа циклов n от одного до десяти изменения твердости и ударной вязкости носят волновой характер. При термоциклировании стали 35Х происходит изменение твердости от 36 до 46 HRC и ударной вязкости от 69 до 85 Дж/см². При пониженных температурах (минус 40 °С) ударная вязкость изменяется от 13 до 10 Дж/см². Из распределения микротвердости следует, что в четвертом цикле преобладали процессы разупрочнения. Микротвердость после пяти циклов становится более равномерной и достигает 642 НВ, что свидетельствует о сохранении упрочнения. Повышение комплекса свойств, достигнутое при термоциклической закалке, имеет место и после высокого отпуска. В стали 35Х при циклировании с полной фазовой перекристаллизацией максимум комплекса свойств наблюдается после десяти циклов (твердость – 46 HRC, ударная вязкость – 90 Дж/см²). В стали 45 после четырех циклов наблюдается монотонное повышение твердости (от 51 HRC после первого цикла до 54 HRC) и ударной вязкости (от 41 до 53 Дж/см²). Известно, что механические свойства сталей существенно зависят от величины зерна аустенита. В данном случае наблюдается мелкое зерно аустенита уже после второго цикла (27 мкм). После пяти циклов размер зерна аустенита уменьшается до 10 мкм и сохраняется таким до десятого цикла. Изменение структуры и твердости после охлаждения в воде с нижней температурной границы цикла имеет волновой характер в зависимости от n и отражает изменение твердости мартенсита при закалке от верхней границы цикла. Образцы с твердостью 175 НВ имеют структуру феррита с перлитными включениями. При твердости 305 НВ, наряду с ферритом, выявляются участки мартенсита. Самая низкая твердость свидетельствует о полном распаде аустенита при охлаждении на воздухе до нижней границы цикла. Наиболее высокая твердость дает возможность предположить, что при охлаждении до нижней границы цикла сохраняется аустенит, который после закалки в воде превращается в мартенсит. Можно предположить, что распад неравновесного аустенита при охлаждении до нижней границы цикла на воздухе проходили в две стадии: сначала выделялся неравновесный феррит из малоуглеродистого аустенита, а затем – феррит, близкий к равновесному.

Показано, что изменение размера зерна аустенита в таких пределах не отражается на твердости и ударной вязкости. Можно предположить, что при термоциклировании среднеуглеродистой стали возможно развитие процессов самоорганизации, обеспечивающей существенное повышение комплекса свойств.

ПРИМЕНЕНИЕ ЭКСПРЕСС-МЕТОДА pH-МЕТРИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Иконникова К. В.¹, Саркисов Ю. С.¹, Иконникова Л. Ф.²

¹ Томский государственный архитектурно-строительный университет,

² Томский государственный университет, Томск, Россия,

ikonna@yandex.ru

Поиск путей управления свойствами веществ и материалов, а также способов получения и идентификации их структуры проводится с помощью качественного и количественного физико-химического анализа. Последние десятилетия характеризуются пополнением арсенала физико-химического анализа новыми методами исследования, а также совершенствованием и выявлением новых возможностей известных, ставших уже классическими, методов. Одним из них является метод pH-метрии, используемый вот уже более полувека в различных областях народного хозяйства. Моделирование процессов химии, природного минералообразования и химической технологии немислимо без сведений о кислотно-основных параметрах (КОП): констант равновесия реакций электролитической диссоциации, гидролиза и комплексообразования (pK_a , pK_b , pH среды, $lgK_{уст.}$), значений изоионных точек твердых веществ ($pH_{тнз}$ и $pH_{иэс}$).

Для оценки этих параметров используют различные вариации pH-метрического метода. Настоящая работа посвящена выявлению возможности оценки нескольких КОП по результатам только одной вариации метода, наиболее экспрессной - изучение изменения кислотности суспензии во времени « $pH_{сусп} = f(\tau)$ », т.е. исследование кинетической зависимости кислотности суспензии. На примере водных суспензий Al_2O_3 различной модификации показано, что по данным уже первых 2-5 минут кинетической зависимости можно достаточно надежно оценить следующие значения КОП:

- Экспериментальные значения единичной точки « $pH_{сусп.2мин.}$ » соответствуют среднеарифметическому значению pK_a гидроксоаквакомплексов, устойчивых в водной среде заданной кислотности ($pH_{среды}$). Для выявления структуры этих комплексов нами разработан алгоритм расчета pK_a гидроксоаквакомплексов, а также lgK и $pH_{среды}$ их устойчивости. Расчет основан на общих закономерностях периодической системы, связанных с электронным строением атомов элементов. Показан способ оценки $pH_{тнз}$ по расчетным данным $pH_{среды}$ и pK_a , значения которого характеризуют идеально чистое вещество. Расчетная оценка КОП имеет ряд преимуществ перед экспериментальным их определением, так как позволяет оценить характеристики неустойчивых или технически трудно доступных в чистом виде соединений.

- Общий ход изменения кислотности суспензии во времени удовлетворительно описывается интегральной формой кинетического уравнения параллельной реакции. Рассчитанные константы уравнения (методами Макормика, Хука-Дживса, Нелдера-Мида) позволяют оценить значение $pH_{тнз}$ конкретного исследуемого вещества. Аддитивное введение в систему второго компонента изменяет значения $pH_{тнз}$ линейно, а образование в системе нового химического соединения – экстремально. Такое изменение отвечает основным закономерностям диаграммы «состав-свойство» и свидетельствует о возможности использования $pH_{тнз}$ для экспрессной диагностики фазовых превращений.

ТРАВЛЕНИЕ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА В БИКРИСТАЛЛЕ ЦИНКА РАВНОВЕСНЫМ РАСПЛАВОМ НА ОСНОВЕ ОЛОВА: КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМ

Мурашов В. А.

*Московский Государственный Университет им. Ломоносова,
факультет наук о материалах,
mva84@mail.ru*

Физико-химические и механические свойства поликристаллических материалов различной природы во многом определяются свойствами внутренних границ раздела – границ зёрен (ГЗ). Взаимодействие ГЗ с металлическими расплавами может являться причиной ухудшения механических свойств и разрушения материалов.

К настоящему моменту известно, что одним из главных параметров, определяющих характер взаимодействия расплава с ГЗ, является двугранный угол травления φ , остающийся постоянным в процессе травления ГЗ: $\sigma_{ГЗ} = 2\sigma_{ТЖ}\cos(\varphi/2)$, где $\sigma_{ГЗ}$ и $\sigma_{ТЖ}$ – удельные свободные энергии ГЗ и межфазной поверхности, соответственно.

Для оценки коррозионной устойчивости поликристаллического материала, контактирующего с металлическим расплавом, необходимо определить кинетику внедрения расплава по ГЗ. Известно, что канавки травления ГЗ расплавом углубляются пропорционально $t^{1/3}$ при $\varphi > 60^\circ$, а при полном смачивании ($\sigma_{ГЗ} > 2\sigma_{ТЖ}$) внедрение расплава происходит с постоянной скоростью. Кинетика внедрения в области $0^\circ < \varphi < 60^\circ$ изучена слабо.

В качестве модельного объекта исследования была выбрана простая эвтектическая система твердый Zn – расплав Sn(Zn) с хорошо изученной зависимостью $\varphi(T)$.

Целью данной работы является определение кинетики и морфологии внедрения расплава по ГЗ при переходных двугранных углах травления.

В работе использовались бикристаллы Zn (угол разориентации плоскостей базиса 16°), выращенные методом направленной кристаллизации. Образцы смачивались оловом в месте выхода ГЗ на поверхность и подвергались изотермическому отжигу в вакуумированных кварцевых ампулах при $T = 381^\circ\text{C}$ в течение 0.5 – 242 часов. После отжига образцы закаливались и полировались перпендикулярно межфазной поверхности Zn/Sn. Глубина внедрения определялась с помощью оптической микроскопии.

Кинетическая кривая роста канавки внедрения расплава по ГЗ цинка позволяет сделать предположение о лимитирующей стадии процесса и механизме межзёренного внедрения в изученной системе.

ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ЦЕМЕНТАЦИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ**Семенова Л. М., Баулин А. П.**

*Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград, Россия,
toxasuper@mail.ru*

Исследования и поиск общих закономерностей формирования структуры и свойств цементованных слоев конструкционных сталей позволили установить, что наибольший эффект насыщения стали элементами внедрения достигается в условиях периодической дестабилизации равновесия между сталью и технологической атмосферой. Периодическое повторение возмущений сопровождается удалением системы от состояния равновесия.

Экспериментально показано, что в зависимости от числа циклов, времени выдержки в каждом цикле при верхней температурной границе и от температурного интервала циклирования существенно изменяется распределение углерода по глубине цементованного слоя. При постоянном углеродном потенциале атмосферы изменяется содержание углерода в поверхностных зонах слоя. Повышение времени выдержки при верхней границе цикла (активное время) от 1,3 до 8 часов приводит к повышению содержания углерода в поверхностной зоне слоя от 0,9 % до 1,5 %.

В трех режимах цементации по схеме $960 \Leftrightarrow 800$ °С наблюдается “площадка” в распределении углерода на уровне 0,9 - 1,0 % при активном времени цементации 1,3; 2,8; 8,0 часа.

Наибольшая скорость роста слоя наблюдается в режимах с общим временем цементации 6,0 часа с активным временем 2,8 часа (3 цикла) и 1,3 часа (4 цикла) и пассивным временем (нагрев, охлаждение и выдержка при нижней температурной границе) 0,84 и 2,85 часа, соответственно; при этом достигается глубина слоя 1,4 мм.

При общем времени цементации 9,5 и 12,5 часа, активном времени 8,0 и 10,0 часа и пассивном времени 0,65 и 1,6 часа скорость роста составляет 0,15 и 0,18 мм/час при получении слоев глубиной 1,4 и 2,2 мм, соответственно.

Анализ экспериментальных результатов показал, что циклирование температуры в межкритической области сопровождается существенным изменением характеристик распределения углерода по толщине слоя в связи с изменением растворимости углерода в железе при верхней и нижней границах цикла и обеспечивает существенное ускорение процесса диффузии. Циклирование температуры в более широком интервале с полным фазовым превращением между циклами приводит к распределению углерода по толщине слоя, которое описывается двумя параболой, располагающимися последовательно по толщине слоя. Можно предположить, что перлитное превращение вносит существенный вклад в распределение углерода по глубине слоя. Соприкосновение двух парабол происходит приблизительно при содержании 0,9 % углерода, которое характерно и для “площадки”, выявляемой при циклировании с неполным фазовым превращением.

Как видно из полученных результатов, при термоциклической цементации имеется большое число технологических параметров, влияющих на насыщение стали углеродом и его распределение по глубине слоя. Это позволяет направленно влиять на диффузию углерода в стали и формировать заданные профили его распределения в зависимости от условий эксплуатации цементованных деталей.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ НА ХАРАКТЕР ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН В ОБРАЗЦАХ И ДЕТАЛЯХ

Каримбаев Т. Д., Тарасов С. А.

ФГУП ЦИАМ им. Баранова, Москва, Россия,
karimbayev@ciam.ru

Разрушение большинства роторных деталей авиационных двигателей является критическим событием. Вместе с тем, сложная геометрическая форма некоторых из них и реализуемое в эксплуатационных условиях, в основном, сложное трехмерное напряженно-деформированное состояние заметно затрудняют получение аналитических оценок возможности их разрушения с необходимой для практических приложений точностью. Экспериментальные исследования процессов разрушения роторных деталей двигателей трудоёмки и отличаются высокой стоимостью. Указанные обстоятельства определяют техническую и экономическую актуальность разработки аналитических методов для исследования процессов разрушения ответственных деталей двигателя.

В работе для произвольных конструкций разработана новая детерминированная математическая модель, позволяющая описать зарождение и развитие трещины (повреждений). Она представляет собой совокупность отдельных действий, подчиненных единой цели – аналитической оценке возможности разрушения конструкции в условиях эксплуатации.

Разработанная математическая модель зарождения, «страгивания» и развития повреждений имеет следующие особенности:

- в разработанном алгоритме последовательное уменьшение размеров промежуточных подобластей используется для генерирования предрасположенной к повреждениям подобласти, в которой главные напряжения должны изменяться на расстояниях, заметно превышающих линейные размеры конечных элементов;
- рассматриваются субмикротрещины, линейные размеры которых сопоставимы с размерами структурных зерен материала детали; для этих случаев разработаны варианты плоской и пространственной модели зернистой структуры исследуемых керамических материалов, характер разрушения которых является хрупким;
- изучаемые подобласти зарождения и распространения повреждений являются пространственными, что в не полной мере не описывается методами механики разрушения.

Разработанная компьютерная методика исследования зарождения, «страгивания» и развития трещин может быть использована при оценке работоспособности различных покрытий, а также может быть обобщена и представлена как вероятностная модель для учета естественного рассеяния характеристик прочности и возможных микроструктурных несовершенств в виде пор, инородных включений и т.д.

Итогом настоящих и последующих исследований должна стать законченная методика аналитического определения работоспособности деталей авиационных двигателей из композиционных материалов с помощью разработанной математической модели разрушения.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОЦК (Nb,V, V-Zr-C) МЕТАЛЛАХ ПРИ ХОЛОДНОЙ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИЯХ ПОД ДАВЛЕНИЕМ**Тетерина Т. М., Пилюгин В. П., Антонова О. В.***Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
TatianaT@imp.uran.ru*

В последние годы в физическом материаловедении изучаются процессы структурных превращений, приводящие к образованию субмикро- и нанокристаллических структур (НК) и упрочнению при стеснённой деформации в различных схемах нагружения. Обширная информация по деформационному поведению ОЦК- [1] и ГЦК-металлов [2] и их сплавов показывает, что в большинстве случаев при сильных пластических деформациях отмечается выход на насыщение по деформационному упрочнению (ДУ) на стадии сформировавшейся диссипативной структуры. Исключением из этого правила является поведение чистого железа, у которого не наблюдается выхода на насыщение по ДУ [1]. При сильных деформациях в нём отмечается рост коэффициента ДУ. Для выяснения природы этого явления исследовали поведение структурных превращений других ОЦК-металлов при аналогичных воздействиях. Объектами исследования являлись монокристаллические Nb (99.98% чистоты), V (99.92%) и крупнокристаллический сплав на основе ванадия (V-Zr 2,5вес.%-С 0,35вес.%). Деформация материалов проводилась по методу сдвига под давлением 8-10 ГПа на величины $e = 0,1 \div 7$ по истинной шкале при температурах 300 и 80 К.

При достижении деформации $e = 7$ ед. и более при $T = 300\text{K}$ в V и Nb формируется НК с наиболее вероятным размером кристаллитов 20 нм. Деформирование до $e = 10$ и более не вызывает изменений в НК структуре. Это позволяет утверждать, что в металле сформировалась диссипативная структура, дальнейшая обработка которой происходит при неизменных структурных параметрах. Максимальный уровень микротвёрдости для ванадия, отвечающий НК структуре, составляет 2,7 ГПа от 0,75 ГПа исходного состояния. Деформация металлов при 80К также приводит к образованию НК структуры, но с меньшим размером кристаллитов и более высоким уровнем упрочнения. Уровень упрочнения ванадия вырос при холодной деформации в ~ 2.8 раза по отношению к исходному, а при низкотемпературной – в 4.5 раза. Ниобий упрочнился в 1.7 и в 4.2 раза соответственно. Исследование показало, что кривые зависимости твердости от деформации на начальных этапах возрастают, но по мере формирования ячеистой дислокационной структуры и при переходе её к НК, их рост замедляется и выходит на насыщение, как при холодной, так и низкотемпературной обработках. Характер структурных изменений в ВЦУ-сплаве, в целом, подобен изменениям, происходящим в ванадии и ниобии. Однако специфической особенностью сплава является поведение изначально присутствующих карбидов. Наряду с карбидами, практически не изменившими свои исходную форму и размеры, встречаются карбиды, разбитые на фрагменты.

Работа выполнена при поддержке проекта ОФН РАН №435.

1. Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Чашухина Т.И., Выходец В.Б. и др. Образование и эволюция субмикрокристаллической структуры в чистом железе при сдвиге под давлением. ФММ, 2003, т.96, №6, с.100-108.
2. Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.П. и др. Эволюция структуры ГЦК монокристаллов при больших пластических деформациях. ФММ, 1986, т.61, №6, с. 1170-1177.

ИССЛЕДОВАНИЕ КЛАСТЕРНОЙ СТРУКТУРЫ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ В ЖИДКОМ И АМОРФНОМ СОСТОЯНИЯХ

Пономарев А. Г., Шабанова И. Н., Митрохин Ю. С.

Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия,

xps@fti.udm.ru

Удмуртский государственный университет, г. Ижевск, Россия,

agp@udm.ru

Целью работы является изучение кластерной структуры систем на основе переходных металлов на примере никеля и меди в жидком состоянии и наследование этой структуры в аморфном состоянии.

В качестве основного экспериментального метода исследования предлагается использование метода рентгеноэлектронной спектроскопии (РЭС). Метод является неразрушающим, что особенно важно при исследовании метастабильных систем, к которым относятся изучаемые кластерные системы. Создание уникального, единственного в мировой практике, рентгеноэлектронного магнитного спектрометра для исследования жидких металлов позволяет проводить сравнительные исследования твердого и жидкого состояния поверхностных слоев металлических систем до температуры 2000 К. Одновременно проводились расчеты электронной и атомной структуры методами ТВ-LMTO-ASA и первопринципной молекулярной динамики.

Результаты, полученные таким способом, позволили найти основные закономерности формирования кластерной структуры систем на основе переходных металлов в жидком состоянии и наследование этой структуры в аморфном и квазикристаллическом состояниях. К таким закономерностям относятся:

1. Образование кластеров с ближним порядком, при котором возможны прочные ковалентные связи между атомами с вовлечением в гибридизированную связь d -электронов матрицы. Вытесняются на поверхность кластеры с наиболее прочными ковалентными связями для понижения поверхностной энергии. Расширено представление о корреляции между склонностью сплава к аморфизации и ковалентной составляющей в химической связи кластеров, т.е. содержанием в кластере легирующего элемента или металлоида, числом их d - и p -электронов.

2. Форма и размер кластеров определяется необходимостью образования микрогруппировок с прочным межатомным взаимодействием и зависит от состава сплава. Исследование ряда жидких сплавов, которые являются легкоаморфизируемыми, показало наличие в них кластеров с икосаэдрической структурой размером 8-10 нм. Для случая жидких металлов (Ni) найдена структура кластеров в виде линейных и плоских скоплений атомов размером 5-10 нм.

Работа проведена при финансовой поддержке Фонда содействия отечественной науке и гранта Президента РФ поддержки научных школ и молодых ученых № МК-1800.2003.02.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВАКУУМ-ЭКСТРАКЦИИ ВОДОРОДА ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛОТНОСТИ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ И ЭНЕРГИИ СВЯЗИ ВОДОРОДА В МЕТАЛЛАХ

Полянский А. М.¹, Полянский В. А.², Попов-Дюмин Д. Б.¹,

¹ ООО «НПК ЭПТ», С.-Петербург, Россия

² СПб Политехнический Университет, С.-Петербург, Россия
info@electronbeamtech.com

Традиционное применение метода вакуумной экстракции [1] позволяет определить полное содержание водорода в образце. Мы провели исследования с использованием разработанного нами анализатора водорода АВ-1. Они показали новые возможности метода высокотемпературной вакуум-экстракции.

В процессе анализа испытуемый образец нагревается в высоком вакууме внутри экстрактора из кварцевого стекла до температуры анализа 400⁰-800⁰С. Экстрагированные газы поступают на масс-спектрометрический анализ. Прибор фиксирует экстракционную кривую, представляющую собой временную зависимость величины потока экстрагированного водорода. Представительная статистика (не менее 30 000 точек в каждом анализе) и высокая чувствительность прибора (уверенно регистрируются концентрации водорода на уровне 10⁻⁵ ppmv) позволяют надежно измерять и интерпретировать максимумы экстракционных кривых.

По положению максимума и его форме можно определить энергию связи водорода в дефектах структуры образца и постоянную диффузии. Содержание водорода в дефектах пропорционально площади под максимумом кривой. Вычислив площадь, можно определить плотность дефектов структуры.

Разработана математическая модель, основанная на решении уравнения нестационарной диффузии водорода в металлах. Аппроксимация кривых экстракции для алюминия и алюминиевых сплавов позволила оценить диапазон значений энергии связи (0,2-0,8 эВ) и константы диффузии (0,006-0,012 см²/с) молекулярного водорода в металлах. Полученные в работе значения энергий связи примерно на порядок ниже энергий химически связанного водорода. Это позволяет предположить, что водород в металлах находится в виде молекул Н₂ и заполняет дефекты структуры.

Выявлена устойчивая корреляция между типом сплава и формой экстракционной кривой.

Выполнены измерения для образцов массой от 3г до 65 мг. Во всех случаях форма кривой сохранялась неизменной.

Предложенный метод исследования дефектной структуры естественен, т.к. все материалы содержат водород. Он проще в реализации по сравнению с известными методами исследования дефектов, в которых нагруженный образец насыщается инертными газами при сверхнизких температурах [2]. Он позволяет получить информацию обо всей предыстории материала.

1. ГОСТ 21132.1-98 АЛЮМИНИЙ И СПЛАВЫ АЛЮМИНИЕВЫЕ. Методы определения водорода в твердом металле вакуум-нагревом.
2. Клявин О.В. Дислокационно-динамическая диффузия в кристаллических телах //ФТТ т.35., №3., с.513-541., 1993г.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНЫХ ЭФФЕКТОВ В МИКРО- И НАНОСТРУКТУРАХ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

Смоланов Н. А., Панькин Н. А.

*МГУ им. Н.П. Огарёва. г. Саранск, Россия,
smolanovna@freemail.mrsu.ru*

Известно, что уменьшение размеров поликристаллов и приближение их к нанокристаллическому состоянию заметным образом влияют на механические, теплофизические, магнитные и другие свойства материалов. Наблюдаемые аномалии в поведении этих свойств, по сравнению с обычными поликристаллами (размер зерна больше 100 нм), имеют много причин, среди которых основными являются особенности структуры и структурных элементов (кристаллов, блоков, субзерен), а также их границ. При этом значительное влияние на структуру и свойства материала оказывают условия его получения (метод порошковой металлургии, интенсивная пластическая деформация, плёночные технологии и т.д.) и последующей обработки, в частности, закалка [1].

Вместе с тем, предсказываемое в 80-х годах усиление эффекта структурной сверхпластичности при уменьшении размера зерна не получило своего однозначного подтверждения в экспериментах с твердофазными соединениями, имеющими наноструктурированное состояние [2].

В качестве объектов, имеющих микроструктуру с размером зерна 3-5 мкм, нами были исследованы атомно-кристаллическая структура и магнитная восприимчивость эвтектоидного сплава Zn–Al в литом, закалённом и деформированных состояниях. Цель – изучение влияния эволюции дефектной структуры на развитие механизмов обычной и сверхпластической деформаций. Аналогичные измерения были проведены и для плёнок TiN, относящихся к наноструктурированным материалам. Плёнки получались методом ионно-плазменного осаждения в установке ННВ-6.6И4 на различные подложки.

Исследование структуры проводилось на дифрактометрах ДРОН-2.0 и ДРОН-6. Часть исследований велась с использованием приставки, позволяющей проводить съёмку образца *in situ*. Определение элементного состава плёнок осуществлялось на рентгенофлуоресцентном спектрометре СПАРК-1-2М. Измерение магнитной восприимчивости проведено на установке с чувствительностью не хуже $\pm 2 \cdot 10^{-9}$ см³/г [3].

Основные результаты: 1) обнаружена структурная неоднородность исследуемого сплава при деформации, проявляющаяся в периодических изменениях параметров тонкой кристаллической структуры; 2) установлен эффект увеличения парамагнитного вклада при закалке и деформации; 3) основной вклад в увеличение парамагнитной восприимчивости сплава при деформации вносит поверхностный слой; 4) полевая зависимость магнитной восприимчивости деформированных образцов уменьшается при термоциклическом отжиге и исчезает после снятия поверхностного слоя.

1. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 1. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления. ФММ, 1999, т. 88, № 1. с. 50-73.
2. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы. М.: Физматлит., 2001. – 224 с.
3. Смоланов Н.А., Нищев К.Н. Изменение структурного состояния и магнитной восприимчивости эвтектоидного сплава цинк-алюминий при термомеханической обработке. ФММ, 1991, №10. с.111-116.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ TiN ОТ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛАЗМЕННОГО ПОТОКА

Смоланов Н. А., Панькин Н. А.

МГУ им. Н.П. Огарёва, г. Саранск, Россия,
smolanovna@freemail.mrsu.ru

Эксплуатационные свойства (трибо-, износо- коррозионная стойкость) плазменных покрытий нитрида титана определяются технологическими параметрами осаждения в вакуумной камере, такими как: давление реакционного (азота) и инертных газов, ток разряда, потенциал смещения, температура подложки и т.д. [1, 2]. Кроме вышеперечисленных факторов, на структуру и свойства получаемого покрытия влияет и геометрия расположения обрабатываемого изделия, приводящая к неоднородности структуры [3].

Целью настоящей работы являлось исследование физико-механических свойств TiN плёнок, осаждённых на подложку из нержавеющей стали 08X18H10T, в зависимости от расположения образца в объёме камеры (вдоль радиального направления). Такие исследования необходимы, как для выяснения процессов, протекающих при плазмохимической реакции и структурообразования, так и для оптимизации загрузки вакуумной камеры.

Исследование фазового состава и атомно-кристаллической структуры проводилось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-6 в медном фильтрованном излучении. Остаточные напряжения в материале покрытия и подложки определялись методом $\sin^2\psi$ [4]. Для вычисления параметров тонкой кристаллической структуры (величина микродеформаций и размеров блоков когерентного рассеяния) применялся метод аппроксимаций профиля рентгеновской дифракционной линии [5]. Элементный состав определяли на рентгенофлуоресцентном спектрометре СПАРК-1-2М. Микротвёрдость определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 при различных нагрузках.

Были получены зависимости микротвердости, процентного содержания и размеров капельной фазы (частиц α -Ti), величины остаточных напряжений, параметров ТКС для материала покрытия от геометрии расположения подложки вдоль радиального направления в камере. Покрытия характеризуются высокими сжимающими напряжениями (~ 4-6 ГПа), основной вклад в которые вносят ростовые напряжения, связанные с неравновесностью процесса конденсации. Значения величины микродеформаций (~ 10^{-3}) свидетельствуют о больших плотностях дислокаций (~ 10^{12} см⁻³). Размеры и процентное соотношение макрочастиц титана (капельная фаза) на поверхности получаемого покрытия убывают с увеличением расстояния от катода.

1. Ивановский Г.Ф., Петров В.И. Ионно-плазменная обработка материалов. М.: Радио и связь, 1986. – 232 с.
2. Барвинок В.А., Богданович В.И. Физические основы и математическое моделирование процессов вакуумного ионно-плазменного напыления. М.: Машиностроение, 2000. – 295 с.
3. Белянин А.Ф., Самойлович М.И. Строеие плёнок алмазоподобных материалов, сформированных методами распыления и вакуумного испарения. «Вакуумная наука и техника. Материалы XI науч.-техн. конф. М.: МИЭМ, 2004. с. 375-379.
4. Васильев Д.М., Трофимов В.В. Современное состояние рентгеновского способа измерения макронапряжения. Зав. лаб. № 7, 1984. с. 20-29.
5. Рентгенография. Спецпрактикум. М.: Изд-во Моск. ун-та, 1986. – 240 с.

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РОСТА И СВОЙСТВ ФАЗ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ БИМЕТАЛЛА МЕДЬ-АЛЮМИНИЙ, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Розен А. Е., Крюков Д. Б., Лось И. С., Усатый С. Г., Любомирова Н. А.

*Пензенский государственный университет, Пенза, Россия,
metal@diamond.stup.ac.ru*

Развитие современной техники обуславливает интенсивный рост использования сварных соединений из разнородных металлов и сплавов.

Одним из перспективных способов получения биметаллических материалов является сварка взрывом. При этом необходимо обеспечить высокую прочность соединения, отсутствие или минимальное количество в сварном шве хрупких интерметаллидных образований, что особенно важно для биметаллических медно-алюминиевых контактов, в которых проходящий электрический ток высокой плотности может вызывать нагрев и даже разрушение изделий. Повышению механических, технологических и эксплуатационных свойств биметаллических материалов после сварки взрывом способствует последующая термическая обработка, при которой в шве происходят фазовые изменения.

В этой связи актуальными являются вопросы, связанные с процессами, протекающими в сварном шве при сварке биметаллических материалов и их термической обработке.

Изучение кинетики роста и свойств фаз, образующихся при отжиге, проводили на биметалле Cu–Al, полученном при сварке взрывом с оптимальными скоростями точки контакта $V_k = 1850-2350$ м/с и соударения $V_c = 250-300$ м/с, при которых сварной шов имеет слабосинусоидальную границу раздела без образования участков расплава. Биметалл отжигали при температурах 350, 400, 450, 500 °С. Время отжига изменялось в пределах 5-1200 мин.

В процессе термообработки биметалла наблюдалась взаимная диффузия алюминия и меди, приводящая к образованию интерметаллидных прослоек, развивающихся за счет диффузионного поступления компонентов системы к поверхности раздела [1, 2]. При этом происходит образование двух видимых прослоек фазы, причем первая прослойка соответствует фазе $CuAl_6$, а вторая – фазе $CuAl_2$. Опираясь на второй закон Фика, можно вывести уравнение, характеризующее динамику роста прослоек фазы и определить значения энергии активации (E) образования фаз и коэффициентов диффузии (D) для каждой прослойки. Для прослойки $CuAl_2$ $E = 212,24$ кДж/моль, коэффициенты диффузии при 350 °С и 450 °С, соответственно, равны $D_{350} = 6,12 \cdot 10^{-19}$ см²/сек, $D_{450} = 1,77 \cdot 10^{-16}$ см²/сек. Для прослойки $CuAl_6$ $E = 247,36$ кДж/моль, $D_{350} = 1,46 \cdot 10^{-22}$ см²/сек, $D_{450} = 1,08 \cdot 10^{-19}$ см²/сек. При температуре ниже 350 °С интерметаллиды практически не образуются, однако при этом не происходит и снятия наклепа.

Таким образом, в результате исследований было установлено, что после сварки взрывом оптимальным режимом термической обработки биметалла Cu–Al является нагрев до 350 °С и выдержка в течение 45 минут. При этом снимается наклеп биметалла, полученный им в ходе сварки и прокатки, а в зоне сварного шва отсутствуют интерметаллидные фазовые включения.

1. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Материаловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М., Металлургия, 1972. 480 с.
2. Лариков Л.Н., Рябов В.Р., Фальченко В.М. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. М. Машиностроение, 1975. 189 с.

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ**Розен А. Е., Усатый С. Г., Прыщак А. В., Чугунов С. Н., Любомирова Н. А.**

Пензенский государственный университет, Пенза, Россия
metal@diamond.stup.ac.ru

Спекание порошковых материалов является важной стадией технологии изготовления изделий из них. Характер протекающих при этом процессов и структурообразование определяется реологической наследственностью материалов. В этой связи актуальны вопросы спекания заготовок, полученных по технологии взрывного прессования (ВП) и ударно-волновой активации (УВА).

Феноменологическая теория спекания [1] позволяет определить кинетические константы порошкового материала: энергию активации процесса устранения несовершенств атомно-кристаллического строения (E_a) и энергию активации течения, обусловленного наличием несовершенств (E_b).

Исследования по изучению особенностей структурообразования образцов после ударно-волновой обработки проводили на образцах из сегнетокерамических материалов состава титанат висмута (TV) и цирконат-титанат свинца (PZT). Значения E_a и E_b сравнивали с соответствующими данными, полученными на образцах статического прессования (СП). Для определения влияния на процесс спекания величины контактной поверхности частиц серию образцов изготавливали из исходных материалов, подвергнутых дополнительному помолу, а также из материалов, активированных УВА, с последующим отжигом. Температуру отжига ($750\text{ }^{\circ}\text{C}$) выбирали в соответствии с рентгенографическими исследованиями. Температуру изотермического спекания варьировали в пределах от 910 до $1120\text{ }^{\circ}\text{C}$ для образцов из TV и в диапазоне от 950 до $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ для образцов из PZT. Нижние значения определяли, исходя из условия чувствительности к усадке; верхние – из условия сохранения стехиометрического состава. Время выдержки принимали равным 5, 30 и 120 мин.

Полученные в ходе исследования и последующих расчетов результаты показывают, что во всех диапазонах температур для образцов после ВП и УВА процесс усадки требует меньших энергетических затрат по сравнению с образцами СП, что связано с накопившейся в материале энергией, представленной в виде дефектов тонкой структуры. Также было установлено, что для образцов СП с предварительным помолом порошка и образцов УВА с последующим отжигом дефектов энергетические затраты процесса усадки и спекания снижаются за счет содержащейся в материале поверхностной энергии, обусловленной высокоразвитым контактом более мелких порошковых частиц.

Таким образом, термодинамически менее устойчивое состояние образцов после ВП и УВА приводит к снижению пороговых значений температуры дислокационно-вязкого течения и обеспечению высокой активности процессов усадки при спекании в области более низких температур, что способствует массопереносу вещества и формированию высокопрочных связей между частицами до наступления процесса собирательной рекристаллизации.

1. Ивенсен В.А. Кинетика уплотнения металлических порошков при спекании. М., Metallurgia, 1971. 272 с.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ДВУХФАЗНОЙ ОБЛАСТИ НА КИНЕТИКУ АУСТЕНИТ-ФЕРРИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 08Г2С

Морозов С. А., Урцев В. Н., Дегтярев В. Н., Мухин В. В., Хабибулин Д. М.

ФНО «Интелс», ИТЦ «Аусферр», г. Магнитогорск, Россия,
ausferr@mgn.ru

Одним из основных способов реализации в сплаве необходимых механических свойств является целенаправленное создание определенной микроструктуры. Этого, в частности, можно добиться путем выбора оптимального режима термомеханической обработки, при которой фазовое превращение идет параллельно с деформацией. В низколегированных сталях, подвергаемых горячей прокатке, реализуется полиморфное Fe_{γ} - Fe_{α} -превращение, в результате которого исходная аустенитная матрица заменяется на феррито-перлитную структуру.

Целью настоящей работы являлось сравнение получающихся при различных степенях переохлаждения ниже температуры A_{r3} структур, формирующихся в стали 08Г2С при аустенит-ферритном превращении в отсутствие пластической деформации и в случае предварительной деформации со степенью $\epsilon=2,7$ (скорость деформации составляла $0,2c^{-1}$).

Изучение деформационного стимулирования аустенит-ферритного превращения в стали проводилось с помощью пластометра торсионного типа.

КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ОТПУСКА СТАЛИ 35Г2

Черняева Е. В.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
lana@smel.math.spbu.ru

Известно, что температура отпуска среднеуглеродистых сталей сильно влияет на их механические свойства. Особый интерес вызывает явление необратимой отпускной хрупкости, наблюдаемой при температурах отпуска $300\div 400$ °С, поскольку до сих пор нет полного понимания природы этого явления. В настоящем исследовании была предпринята попытка сравнения процессов отпуска при разных температурах с точки зрения выделения (или поглощения) внутренней энергии, сопровождающего структурные изменения в стали 35Г2.

Для исследования была взята сталь 35Г2, содержащая 0,34%С, 1,46% Mn, 0,2% Cr, 0,28% Si, используемая в трубном производстве. Из предварительно отожженного при 850 °С в течение 1 часа и закаленного в воде куска стали были нарезаны мелкие (массой $5\div 15$ мг) образцы произвольной формы, которые в дальнейшем были подвергнуты процессу отпуска непосредственно в дифференциальном сканирующем калориметре (DSC 822e Mettler Toledo). Образцы быстро (со скоростью 50 град/мин) нагревались до температуры отпуска, выдерживались при этой температуре 1 час и охлаждались со скоростью 30 град/мин. Перед отпуском часть образцов была выдержана 10 мин в жидком азоте с целью уменьшения в них доли остаточного аустенита.

Анализ результатов позволяет сделать следующие выводы. При нагревании происходит монотонный рост теплоемкости при температурах, ниже 300 °С, а затем наблюдаются пики тепловыделения вблизи 300 °С и выше 500 °С. Выдержка при постоянной температуре показывает, что характерное время протекания процессов, соответствующее этим пикам, составляет примерно 120 и 220 с.

Выдержка в жидком азоте не оказывает заметного влияния на характер протекания процессов в исследуемых образцах.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АА6061 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ, СТАРЕНИЯ И ПРОКАТКИ

Мурашкин М. Ю.¹, Иванисенко Ю.В.², Валиев Р. З.¹

¹ *Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, РФ,*
maxmur@mail.rb.ru

² *Исследовательский центр института нанотехнологий, г. Карлсруе, Германия,*
ivanissenko@int.fzk.de

Большой интерес вызывают исследования, направленные на повышение комплекса механических свойств алюминиевых сплавов, имеющих широкое применение в машиностроении, автомобилестроении и авиационно-космической технике.

В работе представлены результаты исследований влияния обработки РКУП, режимов старения, а также последующей прокатки на изменение механических свойств алюминиевого сплава АА6061, относящегося к системе Al–Mg–Si. Из сплавов на основе этой системы производится около 70% продукции из алюминиевых сплавов в мире.

Использование оснастки для РКУП с элементами противодействия позволило впервые обработать заготовки этого термически упрочняемого сплава в закаленном состоянии при температуре 100°С. Такая обработка позволила достигнуть характеристик прочности, значительно превышающих уровень аналогичных характеристик сплава после стандартной упрочняющей обработки (Т6).

Было установлено, что прочность заготовок сплава после РКУП можно дополнительно повысить, проведя последующую термическую обработку – старение. Основываясь на данных дифференциальной сканирующей калориметрии и полученных зависимостях изменения твердости сплава от температуры и продолжительности старения, был установлен оптимальный режим пост-деформационной обработки. Было определено, что температура старения, при которой достигаются максимально высокие прочностные характеристики РКУП сплава, ниже на 30-40°С, чем при проведении стандартной упрочняющей термической обработки (Т6), и составляет 130°С. При этом продолжительность старения должна составлять от 12 до 24 часов. В результате такой обработки было достигнуто дополнительное увеличение условного предела текучести и предела прочности РКУП сплава с 386 и 434 МПа до 434 и 470 МПа, соответственно. При этом, несмотря на существенно возросшую в результате старения прочность, пластичность сплава остается достаточно высокой.

Исследована возможность дополнительной обработки заготовок сплава АА6061, подвергнутых РКУП и старению, холодной прокаткой. Показано, что в результате осуществления такой комбинированной обработки условный предел текучести и предел прочности заготовок сплава достигают, соответственно, 475 и 500 МПа, а относительное удлинение до разрушения сохраняется на уровне 8 %.

ТРАНСФОРМАЦИЯ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ В СТАЛЯХ С ДУАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Бобылев М. В., Королева Е. Г.

*Московский государственный институт стали и сплавов
(технологический университет), Москва, Россия,
elena-kor@mail.ru*

Сопротивление деформации материалов, содержащих две и более фаз зависит как от свойств фаз, так и от их стереологических параметров. Однако влияние их геометрии изучено недостаточно полно из-за отсутствия быстродействующих средств и методов их измерения [1]. С этой целью разработана и апробирована методика количественного описания дуальной микроструктуры, полученной путем закалки из межкритического интервала температур (МКИ) (740°C, 760°C) низкоуглеродистой стали 10 и стали, микролегированной бором (08P), с различной величиной аустенитного зерна ($D_{\text{ауст}} = 15, 30, 65$ мкм), степенью предварительной (0, 17, 30%) и заключительной пластической деформации калибровкой (0, 10, 20, 30, 40, 50%).

Съемку структуры продольных и поперечных шлифов проводили после травления 2% раствором HNO_3 на оптическом микроскопе "АХИОВЕРТ 25" цифровой видеокамерой при разрешении 0,65 мкм/точку. Количественный металлографический анализ параметров структуры проводили с использованием программного продукта Nexsys Image Expert Pro 3.0.

Для количественного описания объектов второй фазы изображения микроструктур подвергали следующей обработке: наложение цифрового медианного фильтра при радиусе анализа 1 точка (нахождение медианы цветового распределения в зоне заданного радиуса.); наложение градиентного фильтра (устранение боковой подсветки на изображении); проведение сегментации по цвету (разделение объектов по цвету); проведение параметрической фильтрации (разделение объектов по их геометрическим характеристикам) с целью удаления шума.

Показано, что увеличение размера аустенитного зерна приводит к укрупнению упрочняющей фазы, причем, более заметному (в 1,5-1,8 раз) в случае низкоуглеродистой стали. Для борсодержащей стали увеличение площади упрочняющей фазы составляет 30-50 %. Причем плотность распределения фазы ($1/\text{мм}^2$) в углеродистой стали нечувствительна к изменению размера аустенитного зерна, в то время как в борсодержащей стали его увеличение, как и температуры закалки из МКИ, повышает плотность распределения упрочняющей фазы. Холодная пластическая деформация низкоуглеродистой стали, закаленной из МКИ (независимо от предшествующей технологии подготовки структуры), не изменяет плотность распределения упрочняющей фазы. При этом упрочняющая фаза становится более вытянутой (отношение ее диаметров в двух взаимоперпендикулярных направлениях увеличивается в два раза). Это свидетельствует о ее пластической деформации и отсутствии дробления. Для стали микролегированной бором картина несколько иная. В процессе пластической деформации плотность распределения упрочняющей фазы (на продольном шлифе) значительно возрастает. Это – признак ее дробления; при этом повышается масштаб структурной неоднородности.

1. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М., Двухфазные низколегированные стали, М., Металлургия, 1986, 230 с.

ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТОДОМ СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА АКУСТИЧЕСКИХ СИГНАЛОВ ЗОНЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Тимофеев С. А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
stim@avtograd.ru

Известно [1], что в процессе операции выглаживания уменьшение параметра шероховатости Ra с увеличением удельного давления P и числа циклов нагружения N обрабатываемой детали происходит только до определенного момента, после которого начинается процесс деструкции поверхностного слоя. Следствием этого процесса является возникновение на выглаженной поверхности микротрещин и общее увеличение шероховатости.

Одним из наиболее современных и эффективных методов неразрушающего контроля состояния материала является метод акустической эмиссии (АЭ).

Из общих соображений следует, что варьирование режимов поверхностного пластического деформирования (ППД) должно приводить к изменению условий деформирования в зоне контакта инструмента с обрабатываемой поверхностью и, как следствие, к изменению энергетических и спектральных характеристик сигналов АЭ.

Настоящая работа направлена на изучение возможности применения метода АЭ для оптимизации режимов ППД с целью получения поверхности с минимальной шероховатостью.

С этой целью проведено исследование на образцах стали 30X13. Образцы выглаживали алмазным индентором (радиус сферы алмаза $r = 2$ мм) с постоянным давлением $P = 40$ кгс/см². При этом число циклов нагружения N варьировалось в пределах от 5 до 30.

По результатам исследований установлено, что с увеличением числа циклов нагружения наблюдается изменение формы спектра сигналов АЭ, характеристикой которого является медианная частота – частота, делящая площадь под кривой спектральной плотности на две равные части.

Зависимость изменения средней медианной частоты от числа циклов нагружения пред-

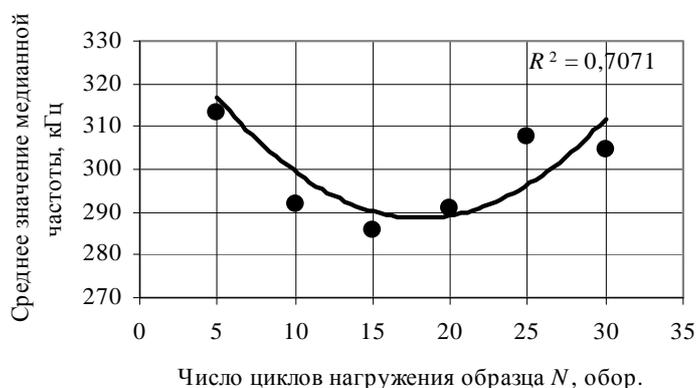


Рис. 1. Изменение средней медианной частоты от числа циклов нагружения.

ставлена на рис. 1. Исследование поверхности после процесса ППД показало, что минимальная шероховатость достигается при числе циклов нагружения, соответствующих минимальному значению средней медианной частоты. Поэтому в качестве критерия минимальной шероховатости можно выбирать минимальное значение медианной частоты.

ПРИМЕНЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО СПОСОБА ИССЛЕДОВАНИЯ ДИССИПАТИВНЫХ (ДЕМПФИРУЮЩИХ) СВОЙСТВ КОНСИСТЕНТНЫХ СМАЗОК

Мерсон Д. Л., Криштал М. М.¹, Растегаев И. А.

Тольяттинский государственный университет,

¹ *ОАО «АвтоВАЗ» г. Тольятти, Россия,*

merson@infopac.ru

Работа большинства деталей трибосопряжений проходит в условиях контактных циклических нагрузок ударного характера без качения. Сходные режимы наблюдаются и при транспортировке механизмов автомобильным и железнодорожным транспортом. Это приводит к местному наклёпу, окислению и изменению геометрии деталей, что отражается на надёжности и сроке службы узла в целом. В работе [1] предложен способ определения демпфирующих свойств консистентных смазок, по результатам которого можно осуществлять подбор смазки, обеспечивающей максимальное снижение вредного воздействия контактных ударных циклических нагрузок.

В настоящей работе предлагаемый способ был реализован для исследования диссипативных (демпфирующих) свойств пяти товарных консистентных смазок: Литол-24, Шрус-4М, Фиол-1, Renolit IP 1619 и Unirex-3 на оригинальном испытательном комплексе, собранном в Тольяттинском государственном университете, схема которого представлена на рис. 1.

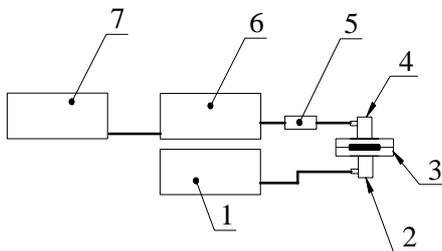


Рис. 1. Схема комплекса для проведения испытаний по оценке демпфирующих (диссипативных) свойств смазок: 1- генератор импульсов типа Г5-60, 2 и 4 – излучающий и приемный резонансные пьезоэлектрические преобразователи, 3 - прозрачная ячейка с исследуемой смазкой, 5 - предварительный усилитель, 6 – аналого-цифровой преобразователь, 7 – ЭВМ.

Как показали многочисленные эксперименты, наиболее стабильными параметрами, связанными с демпфирующими свойствами консистентных смазок, являются: время приработки, т.е. время, в течение которого наблюдается изменение амплитуды импульсов на выходе приемного пьезодатчика, и коэффициент демпфирования, представляющий собой отношение амплитуды принятого импульса после выхода на насыщение (приработки) к начальной. Использование указанных параметров позволило установить, что по демпфирующим свойствам исследуемые смазки выстраиваются в следующем порядке: Литол-24 (наилучшие демпфирующие свойства), Unirex-3, Renolit IP 1619, Фиол-1 и Шрус-4М. Данные результаты хорошо согласуются с другими косвенными показателями демпфирующих свойств, такими как вязкость, число пенетрации и др. Ожидается, что дополнительную информацию о качественных изменениях свойств смазочных материалов можно получить путем исследования изменения спектрального состава импульсов, регистрируемых приемным датчиком.

1. Криштал М.М., Мерсон Д.Л., Растегаев И.А. Ультразвуковой способ исследования диссипативных (демпфирующих) свойств консистентных смазок на основе метода и аппаратуры акустической эмиссии.- Сборник трудов Всероссийской научно-технической конференции «Современные тенденции развития автомобилестроения в России» г. Тольятти, 26-28 мая 2004 г. Т.4. С 128-131.

ВЛИЯНИЕ ВОЛНОВОДА НА СПЕКТРАЛЬНУЮ ПЛОТНОСТЬ РЕГИСТРИРУЕМЫХ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Гвоздикова О. С., Мерсон Д. Л.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия
merson@infopac.ru

Для диагностики потенциально опасного оборудования и в области физики прочности и пластичности все большее применение находит метод акустической эмиссии (АЭ). В связи с резким расширением аппаратных возможностей и увеличением быстродействия компьютерной техники в последнее время для анализа процессов, происходящих в материалах, все чаще используют спектральный анализ сигналов АЭ. В ряде случаев, из-за высоких температур, установить датчик АЭ непосредственно на поверхность контроля невозможно (паропроводы, аппараты химических производств, контроль процесса сварки и фазовых превращений и т.п.). В таких случаях исследователи вынуждены применять волноводы, которые могут оказывать существенное влияние на конечные результаты.

Поскольку в литературе отсутствуют данные о трансформации спектра сигналов АЭ в системе объект контроля–волновод–датчик в настоящей работе предпринята попытка оценить влияние волновода на измеряемую спектральную плотность отдельных импульсов АЭ.

Эксперимент проводили следующим образом. В медной пластине возбуждали источник Су-Нельсена по стандартной методике путем “ломки графитового стержня”. Импульсы воспринимали широкополосным (60...1000 кГц,) и резонансным (~ 150 кГц,) пьезодатчиками. В первом случае датчик АЭ устанавливали непосредственно на пластине, а в другом – на волновод. Волновод длиной 20 см был выполнен с переменным сечением. При этом его тонкий конец (диаметром 2 мм) припаивали к пластине, а к торцевой поверхности другого конца (20 мм) через слой смазки прижимали один из датчиков АЭ. Электрический сигнал, поступающий с датчика, после предварительного усиления поступал в АЦП, где оцифровывался с тактовой частотой 5 МГц. По этим данным с помощью оригинального программного обеспечения проводили Фурье-анализ и вычисляли спектральную плотность импульсов акустической эмиссии.

При регистрации импульсов АЭ широкополосным датчиком без волновода максимум спектральной плотности (G_{max}) приходился на ~60 кГц. В случае с волноводом величина G_{max} уменьшалась примерно в четыре раза и при этом смещалась в область более высоких частот (~250 кГц). Для резонансного датчика влияние волновода на спектральную плотность было диаметрально противоположным: величина G_{max} возрастала примерно в пять раз и смещалась в сторону более низких частот.

Проведенные эксперименты показали, что волновод оказывает весьма существенное влияние на спектральный состав импульсов АЭ, принципиально различное в зависимости от типа регистрирующих датчиков, которое требуется учитывать исследователям при трактовке результатов экспериментов.

ОЦЕНКА ДЕГРАДАЦИИ МЕТАЛЛА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ НА ОСНОВЕ СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Мерсон Д. Л., Брюшко В. И.¹, Разуваев А. А.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия

¹*Госгортехнадзор России, г. Краснодар, Россия*

merson@infopac.ru

Как правило, механические испытания металла труб проводят путем одноосного растяжения образцов, вырезанных из стенки трубы в продольном направлении. Однако в процессе эксплуатации напряженное состояние металла трубопроводов существенно отличается от линейного. Для повышения информативности, технологичности и приближения к реальным условиям работы в данной работе предложено проводить испытания вырезанных из трубопровода кольцевых образцов на сплющивание с одновременной регистрацией сигналов акустической эмиссии (АЭ).

Для исследования были выбраны образцы углеродистой (20) и легированной (15Х5М) сталей в трех различных состояниях: в исходном, после длительной эксплуатации (10 лет) и образцы, вырезанные из аварийных участков трубопроводов. Часть образцов для локализации деформации была выполнена с надрезами по бокам.

Тип сигнала АЭ	% числа сигналов АЭ данного типа											
	№ серии											
	Сталь 20						Сталь 15Х5М					
	1		2		3		4		5		6	
	Исходная		Длительная эксплуатация		Аварийная		Исходная		Длительная эксплуатация		Аварийная	
с надр.	без надр.	с надр.	без надр.	с надр.	без надр.	с надр.	без надр.	с надр.	без надр.	с надр.	без надр.	
I	34	56	28	21	44	47	30	45	51	50	45	45
I-II	15	9	-	8	-	12	-	17	15	26	25	26
II	8,5		-	11	-	9	-	-	5	7	8	4
I-II-III			8	2	7		12	5	4			
III			8		4		6					
III-IV					-		2					
IV					2							

С целью выявления критериев дефектности металла на основе спектрального анализа акустической эмиссии по специальной методике [1] для каждого образца все зарегистрированные сигналы АЭ были рассортированы на отдельные группы по критерию сходства формы кривой спектральной плотности.

Согласно результатам указанной обработки по положению пика на кривой спектральной плотности можно выделить 4 основные группы сигналов: I – ~80 кГц; II – ~300 кГц; III – ~550 кГц; IV – ~950 кГц и 3 промежуточные группы I-II, I-II-III, III-IV, в которых кривая спектральной плотности принимает при соответствующих частотах соизмеримые по мощности значения (рис.1). Процент содержания сигналов каждой группы для всех серий металла приведен в таблице.

Анализ экспериментальных данных показал, что результаты испытаний колец без надреза близки к результатам испытания образцов на одноосное растяжение. Введение

надреза слабо влияет на результаты испытания кольцевых образцов легированной стали, бывших в эксплуатации (серии 5-6), в то время как для всех остальных образцов появляются новые, более высокочастотные группы образцов.

Такое поведение акустической эмиссии объясняется следующим.

Сигналы I-го типа связаны с пластической деформацией и, в той или иной мере, присущи всем исследуемым образцам. Сигналы II-го типа связаны с микроразрушениями, развивающимися в относительно вязкой матрице. Например, в легированной стали, бывшей в эксплуатации (серии 5-6), они инициируются расслоениями металла (поэтому введение надреза в этом случае мало что меняет), а в углеродистой стали в исходном состоянии – надрезом.

Введение надреза в образцы сталей, находящихся в охрупченном состоянии (серии 2-4), провоцирует появление более "быстрых" микротрещин и, соответственно, более высокочастотных сигналов АЭ III-го типа.

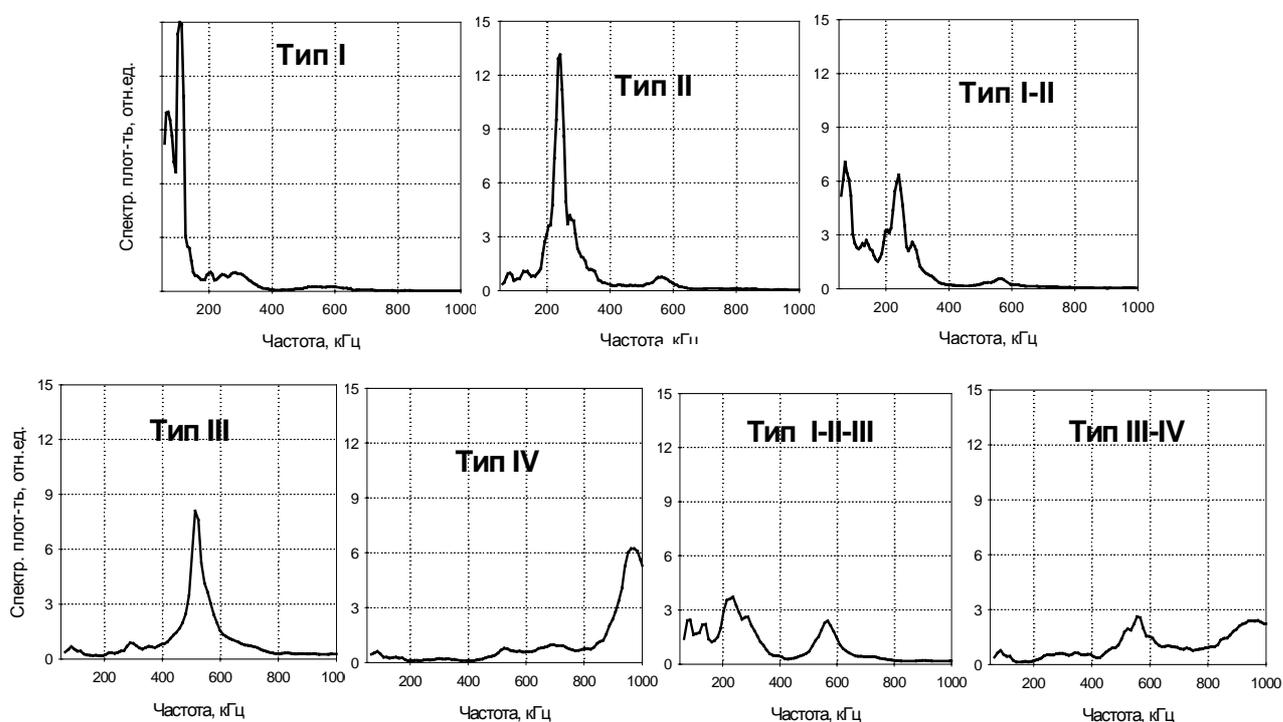


Рис.1. Основные типы сигналов АЭ по форме спектральной плотности при испытании кольцевых образцов на сплющивание.

Таким образом, проведение сравнительных испытаний кольцевых образцов с надрезами и без надзоров на основе спектрального анализа сигналов акустической эмиссии позволяет определять склонность материала к хрупкому разрушения и к расслоению.

1. Мерсон Д.Л., Разуваев А.А., Виноградов А.Ю. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке // Дефектоскопия. 2002. №7. С. 37–46.

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТА ПО ИССЛЕДОВАНИЮ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИСПЫТАНИИ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТАЛЬНЫХ ТОНКОСТЕННЫХ СВАРНЫХ БАЛОК

Воронин С. С., Мерсон Д. Л.¹, Д.Е. Мещеряков

ОАО «АвтоВАЗ» ДТР УПА;

¹ Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия
cooldany@mail.ru

Процесс постепенного накопления повреждений материала под действием переменных напряжений, приводящий к разрушению, называется усталостью. Хрупкому разрушению металлических конструкций на практике, как правило, предшествует подрастание усталостных трещин. Основной трудностью усталостных испытаний является неопределённость момента появления и развития трещин, поэтому экспериментаторы вынуждены определять число циклов перемены напряжения до полного разрушения образца, что связано с большими затратами времени.

Известно, что развивающиеся трещины излучают упругие волны. Указанное явление носит название акустической эмиссии, а основанный на нём метод контроля – метод акустической эмиссии. Поскольку эффект излучения звуковых волн материалом является следствием перестройки его внутренней структуры, существует принципиальная возможность на основе регистрации сигналов акустической эмиссии прогнозировать остаточный ресурс изделий и конструкций без доведения их до полного разрушения, т.е. существенно сокращать длительность усталостных испытаний.

В данной работе предложена методика проведения экспериментов по исследованию характера акустического излучения (формы сигналов, их амплитудно-частотного спектра, уровня и т. д.) сварного соединения при многоцикловогой нагрузке (порядка $10^5 - 10^6$ циклов) для выработки критериев распознавания сигналов АЭ, соответствующих появлению микротрещин у стальных тонкостенных сварных балок (рис. 1), и прогнозирования на этой основе их циклической долговечности.

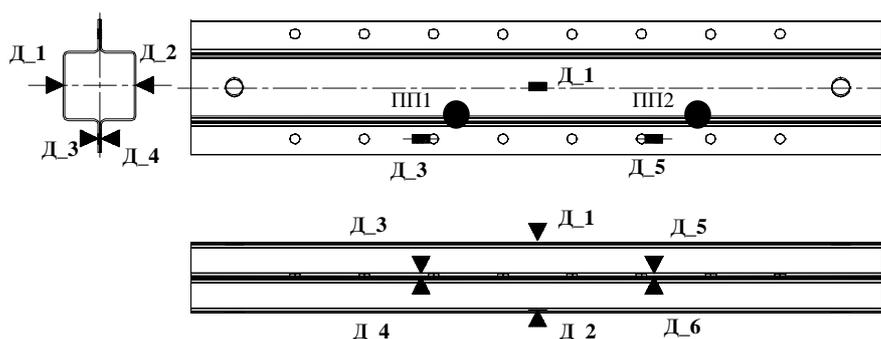


Рис. 1 Сварная балка. Д1 – Д6 тензорезисторы, ПП1 – ПП2 – пьезопреобразователи.

Для исследования распределения напряжений в сварной балке в процессе испытаний и для осуществления обратной связи по регулированию амплитуды перемещения на балках наклеиваются тензорезисторы. Для построения кривой Вёлера амплитуда испытаний увеличивается от партии к партии. В процессе испытаний фиксируется количество отработанных циклов до разрушения каждого образца, идёт сбор акустикоэмиссионных параметров. На основе постобработки акустикоэмиссионной информации устанавливается корреляция между сигналами акустической эмиссии и разными стадиями разрушения образцов.

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

Лукьянов В. Ф., Брюшко В. И.

Госгортехнадзор России, г. Краснодар, Россия
brushko@mail.ru

В настоящее время в России 5 % газопроводов, 25 % нефтепроводов и 34 % продуктопроводов эксплуатируется более 30 лет. В связи с этим особую актуальность приобретает проблема оценки остаточного ресурса таких объектов.

В реальных условиях эксплуатации в металле стенки трубы возникает двухосное напряженно-деформированное состояние. Поэтому кроме стандартных испытаний на одноосное растяжение и усталость образцов с поперечным расположением шва необходимо проведение испытаний крупногабаритных сварных образцов, которые более близко отражают реальные условия в отношении схемы напряженного состояния, размеров и характера нагружения.

В качестве объекта исследования был выбран газопровод – отвод на Амбросиевку II (нитка диаметром 720 мм), введенный в эксплуатацию в 1960 году. Характерной особенностью данного объекта является циклическое изменение давления: набор давления до рабочего – разбор газа потребителями (общее число циклов не более 150 в год).

Для создания в сварном соединении двухосного растяжения образец в виде цилиндрической панели (рис.1) закрепляли по контуру между матрицей и пуансоном, которые имели цилиндрическую поверхность соприкосновения. Схема установки для испытания показана на рис.2. Пуансон 3 имеет полость, а матрица 2 – овальное отверстие, вследствие чего образец 1 оказывается закрепленным только по контуру, а вся его центральная часть свободна. Таким образом, образец вместе с пуансоном и матрицей образуют, как бы, часть замкнутой трубы. При нагнетании давления в полость под образцом в сварном соединении возникает двухосное растяжение с соотношением компонентов напряжений $\sigma_2/\sigma_1 = 0,5$, как это имеет место при нагружении давлением трубы с заглушками.

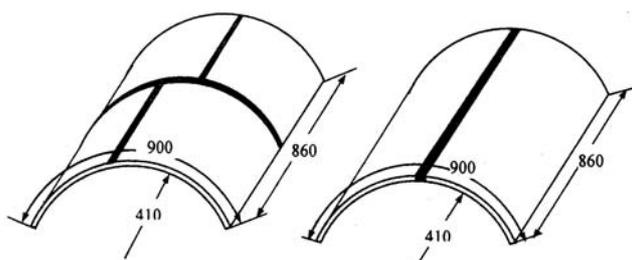


Рис.1. Образцы для испытания в условиях двухосного растяжения с соотношением компонентов напряжений $\sigma_2/\sigma_1=0,5$

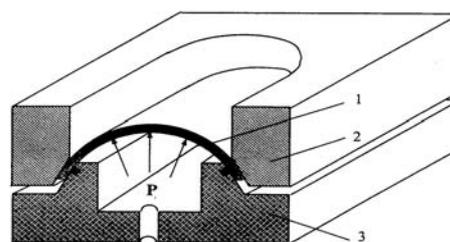


Рис.2. Схема установки для испытания сварных соединений в условиях двухосного растяжения с соотношением компонентов напряжений $\sigma_2/\sigma_1=0,5$

Анализ усталостных испытаний, выполненных на разработанной установке, проведен по методике Харрисона, согласно которой конструкции, работающие при переменных нагрузках, следует относить к одному из пяти классов V, W, X, Y, Z, отличающихся ступенчатым увеличением требований к качеству, в зависимости от уровня нагрузки и требуемой долговечности.

В результате экспериментов установлено, что результаты испытания сварных соединений труб газопровода располагаются в зоне, соответствующей классу X, несмотря на то, что трубы не имели недопустимых по техническим условиям дефектов. Этот факт можно

рассматривать как результат накопления повреждений в металле сварного соединения в период 37-летнего срока эксплуатации, т.е. можно предположить, что в результате старения металла сварные соединения перешли из класса V в класс X. Следовательно, данные сварные соединения можно допустить для условий эксплуатации, соответствующих конструкциям не выше класса Y.

ОСОБЕННОСТИ НАЧАЛЬНОГО ЭТАПА ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Тюрков М. Н.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

В последние годы много внимания уделяется изучению начальных стадий электрокристаллизации, так как особенности образования зародышей, их рост и срастание в сплошной слой в значительной степени определяют структуру и свойства катодных осадков. Формирование электролитических покрытий на поверхности основы начинается с образования на ней кристаллических зародышей осаждаемого металла. В настоящее время считается, что зародыши могут быть либо двумерными (состоящими из небольшого числа атомов, которые расположены в одной плоскости, и имеющими толщину одного атомного слоя), либо наслоенными друг на друга трехмерными (состоящими из десятков и сотен атомов).

Проведенные нами исследования показывают, что рост кристаллов при электрокристаллизации меди на индифферентных подложках всегда начинается из трехмерных зародышей – кластеров, из которых на начальных этапах образуются островки роста, имеющие сферическую или полусферическую форму и некристаллическое строение. При достижении определенных размеров (для меди ~1мкм) сферические островки приобретают огранку, и из них образуются микрокристаллы разнообразной формы. Если плотность тока мала, то из микрокристаллов возникают совершенные кристаллы и кристаллы с пятерной симметрией. При более высоких плотностях тока наблюдается формирование многолепестковых конфигураций, соорганизованных вокруг единого центра, или кристаллов – «ежей». При плотности тока 10-20 мА/см² вместо ограненных кристаллов наблюдается формирование сферолитов и дендритов.

При рассмотрении кинетики начального этапа роста кристаллов из трехмерных зародышей на подложках с малой адгезией необходимо учитывать не только массообмен, но и выделение тепла при электроосаждении, а также теплообмен с электролитом, подложкой и внутренней областью островка роста.

На основе экспериментальных данных было сделано предположение, что в первоначально возникающем островке роста с неупорядоченной структурой возможны два механизма кристаллизации. Если кристаллизация идет с поверхности островка, то в центре может сохраниться пентагональная симметрия в расположении атомов, характерная для малых частиц и, соответственно, образоваться дисклинация. Если кристаллизация идет из центра островка, то в случае малых плотностей тока преимущественно образуются кристаллы правильной симметрии, однако при больших плотностях тока существует вероятность образования в центре островка области с большой концентрацией дефектов кристаллического строения, в том числе, дисклинационного типа.

Развитие кристаллической структуры из некристаллических сферических островков роста, связанное с массо- и теплопереносом в условиях фазового превращения, представляет собой нерешенную до сих пор научную проблему, но весьма интересно для практического создания новых материалов со специфическими свойствами.

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЯХ

Азизбеян В. Г.

УЛПР АО «АВТОВАЗ», г.Тольятти, Россия

Основным видом защитных покрытий в автомобильной промышленности является цинковое покрытие, причем основная доля покрытий приходится на крепежные детали и пружины (более 300 наименований). Цинковые покрытия на эти детали, как правило, наносятся гальваническим или механическим способом. Последний является предпочтительным, т.к. устраняет наводораживание деталей, обеспечивает им высокие механические свойства и надежность при эксплуатации. Представляло интерес сравнить защитные характеристики этих покрытий.

Исследования морфологии поверхности полученных покрытий показали, что гальваническое цинковое покрытие состоит из более мелких кристаллов, является более равномерным по толщине и имеет меньшую пористость по сравнению механическим покрытием. Однако на поперечных шлифах образцов с цинковыми механическими покрытиями явно просматриваются промежуточные слои из меди и олова, обеспечивающие адгезию цинкового покрытия со сталью и используемые как барьер для устранения наводораживания и, возможно, для защиты от коррозии.

Результаты коррозионных испытаний деталей с цинковым покрытием, нанесенным механическим способом по импортной и отечественной технологиям, показали достаточно высокую коррозионную стойкость термообработанных сталей. Время до появления признаков коррозии покрытия в камере солевого тумана во всех случаях превышало требуемое по ТУ 5.00404 (48 часов). Через 48 часов выдержки в солевом тумане на деталях с покрытием, нанесенным с использованием отечественных материалов, коррозия покрытия отсутствовала. Через 96 часов выдержки отсутствовала коррозия основного металла, что соответствует требованиям ТУ 5.00404. Появление коррозии покрытия и основы зафиксировано лишь через 72 и 336 часов, соответственно, что свидетельствует о высокой защитной способности покрытия.

Сравнительные коррозионные испытания покрытий, нанесенных механическим и электролитическим способами на детали, изготовленные на ВАЗе и на БелЗАНе, не выявили существенных отличий.

Столь высокие защитные свойства покрытия, уступающего электролитическому по внешнему виду и плотности осадка, объясняются, по нашему мнению, тем, что при механическом цинковании возникает многослойное покрытие, включающее дополнительно два слоя металлов — меди и олова — более электроположительных по отношению к стальной основе. Эти металлы, образуя сплошные беспористые слои, обеспечивают эффективную катодную защиту стали от коррозии. Наружный же слой электроотрицательного цинка обеспечивает надежную анодную защиту. Причем в системе олово-цинк эта защита более эффективна, чем в системе железо-цинк в случае электролитического покрытия. При хроматной обработке более рыхлое механическое покрытие пассивируется, вероятно, на большую глубину, чем плотное электролитическое. Таким образом, механические цинковые покрытия обеспечивают защиту высоконапряженных деталей от коррозии не хуже чем гальванические, и при этом не снижают прочностные свойства деталей, ответственных за безопасность автомобиля.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЦИНКА С НЕРАВНОВЕСНОЙ СТРУКТУРОЙ

Азизбекян В. Г., Гайдулин В. Б., Диженин В. В.

УллуР АО «АВТОВАЗ», Тольятти, Россия

Известно, что в зависимости от условий нагружения деформация в цинке может осуществляться путем двойникования или скольжения. В тоже время влияние таких дефектов структуры, как неравновесные вакансии, нестабильные дислокационные образования и неравномерность зерна, на механизм деформации практически не исследовались.

В данной работе для создания неравновесной структуры использовался метод электроосаждения. Способ позволяет варьировать размер зерна на три порядка (от 0,5 до 50 мкм) и получать в образцах концентрацию неравномерных вакансий, близкую к равновесной при температуре плавления.

Электронномикроскопические исследования показали, что часть зерен имела субзеренную структуру. Субзерна представляли собой сетки, расположенные в плоскости (0001), и имели углы разориентировки не более 1° . В субзернах наблюдались дислокации и дислокационные петли.

Было замечено, что всегда в свежесаженном цинке с течением времени происходит упорядочение структуры, которое сопровождается изменением электросопротивления и внутреннего трения. При этом существенно меняется вид кривых нагружения и ползучести, а время жизни образца под нагрузкой после суточного старения увеличивается в 15 раз. Исследования позволили установить, что послеэлектролизные изменения физико-механических свойств в цинке обусловлены уходом неравновесных вакансий, образовавшихся при электрокристаллизации, и дислокационными перестройками. Продолжительность послеэлектролизного упорядочения структуры цинка зависит от условий электроосаждения, состава электролита, наличия примесей и температуры. В данном случае при комнатной температуре эти изменения в структуре цинка практически прекращались через 3...4 ч.

То есть запуск в эксплуатацию деталей с цинковыми электролитическими покрытиями следует осуществлять лишь после старения структуры. В этом случае долговечность и надежность конструкции резко возрастает. Наличие в цинке значительной концентрации неравновесных вакансий сказывается на механизме деформации и эволюции деформационной структуры под нагрузкой.

Сочетание электронномикроскопических исследований с изучением характера сигнала АЭ в зависимости от степени и скорости деформации позволило установить, что появление высоких сигналов АЭ с большой амплитудой в цинке при определенном напряжении связано с образованием деформационных двойников. Как правило, первые двойники возникают в сравнительно крупных зернах.

При дальнейшей деформации наблюдается проскакивание двойников через все зерно. Следует отметить важную особенность, характерную лишь для электроосажденных металлов: границы двойников расположены в направлении вытянутости зерен. Следовательно, направление двойникования [1011] совпадает с направлением максимальной скорости роста зерна при электрокристаллизации.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРОЙ

Диженин В. В. Денисова Д. А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

На рисунке приведены типичные кривые деформационного упрочнения в истинных координатах для электроосажденного никеля (кривые 1-3), имеющего разную исходную структуру и одинаковый средний размер зерна ($d \sim 6-8$ мкм). Как видно, различия в характере упрочнения связаны с особенностями исходной структуры, образовавшейся при электрокристаллизации, и носят количественный характер, оставаясь качественно подобными.

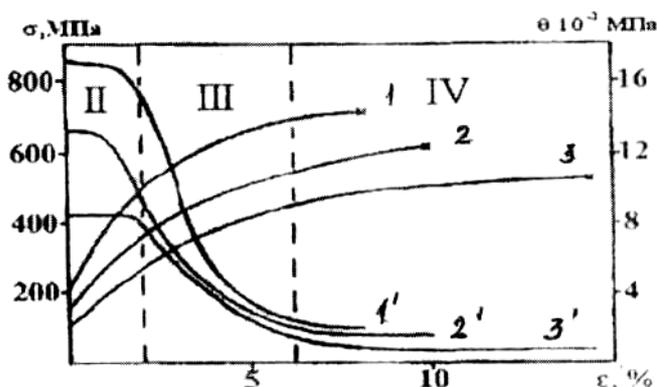


Рис.1. Влияние исходной субструктуры на деформационные кривые и коэффициент упрочнения электролитического никеля:

1-1' — двойниковая субструктура. 2-2' — субзеренная, 3-3' — без субструктуры.

продолжительна и четко выделена у никеля, не имеющего в исходном состоянии развитой субструктуры) — кр. 3';

стадия III — с резко падающим коэффициентом упрочнения (имеется у всех материалов; ее продолжительность также зависит от исходной субструктуры);

стадия IV — с практически постоянным и низким коэффициентом упрочнения (характерна для всех образцов, но наиболее короткая у образцов, имеющих исходную двойниковую структуру) — кр. 1.

Три стадии упрочнения характерны для образцов никеля, имеющих, соответственно, исходную двойниковую и субзеренную субструктуры и без субструктуры. Основные структурные элементы таких материалов: двойниковые прослойки шириной 0,1 – 1 мкм, блоки и субзерна, разделенные неравновесными, в том числе, оборванными дислокационными границами в виде стенок или сеток, имеющими угол разориентировки от десятков минут до 10^0 . Особенности таких структур сказываются не на количестве стадий упрочнения, а на их продолжительности и на значении структурно-чувствительных параметров σ , K и n в уравнении 1.

По зависимости коэффициента деформационного упрочнения от деформации $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ (кривые 1'-3') для этих материалов выделяются стадии деформации со своими коэффициентами K и n в уравнении

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (1)$$

Таким образом, на кривых деформационного упрочнения электролитического никеля, имеющего одинаковый размер зерна, но разную исходную субструктуру, можно четко выделить три стадии упрочнения:

стадия II — с незначительно меняющимся или практически постоянным коэффициентом упрочнения (имеется у всех образцов, но более

Именной указатель

Азизбекян В. Г.	63, 64	Каклаускас Г. Г.	12
Алешин Д. Н.	21	Каримбаев Т. Д.	44
Антонова О. В.	11, 45	Китаев Д. Е.	38
Бабицкий Н. А.	21	Клементьева О. С.	11
Барон А. А.	39	Кобцева И. В.	40
Баулин А. П.	43	Коваленко В. В.	24
Бахрачева Ю. С.	39	Козлов Э. В.	22-26
Бобылев М. В.	54	Козлова О. В.	37
Богомолов В. В.	11	Конева Н. А.	19, 25
Болдырев Д. А.	5-7	Коновалов С. В.	21, 23, 26
Брюшко В. И.	58, 61	Королева Е. Г.	54
Бурцев Б. И.	17	Криштал М. М.	5-8, 56
Ваганов Д. В.	36	Кругликов Н. А.	11
Валиев Р. З.	53	Крутиков Н. В.	30
Вержаковская М. А.	14	Крюков Д. Б.	50
Вологжанина С. А.	29, 30	Кудря А. В.	3,4
Воронин С. С.	60	Лазутова Е. Б.	8
Гайдулин В. Б.	64	Лось И. С.	50
Гвоздикова О. С.	57	Лукьянов А. В.	20
Геттингер М. В.	18	Лукьянов В. Ф.	61
Глазов А. Л.	31	Лычагин Д. В.	19
Глезер А. М.	21	Любомирова Н. А.	50, 51
Грибняк В. Т.	12	Макаров С. В.	16
Гринберг Б. А.	9-11	Мерсон Д. Л.	56-60
Громов В. Е.	21, 23-26	Мещеряков Д. Е.	60
Громова А. В.	22	Митрохин Ю. С.	46
Гундеров Д. В.	20	Морозов С. А.	52
Данилов В. И.	25	Муратиков К. Л.	31
Дегтярев В. Н.	52	Мурашкин М. Ю.	53
Демаков С. Л.	28	Мурашко М. Ю.	11
Денисова Д. А.	65	Мурашов В. А.	42
Диженин В. В.	64, 65	Мыскова Н. В.	13
Ермаков Б. С.	29, 30	Мухин В. В.	52
Жевненко С. Н.	36	Мячин Ю. В.	32
Жулейкин С. Г.	24	Овечкин Б. Б.	32
Иванисенко Ю. В.	53	Осинская Ю. В.	15
Иванов Ю. Ф.	22, 23, 26	Палистрант Н. А.	35
Ивахин М. П.	23	Панькин Н. А.	48, 49
Иконникова К. В.	41	Пацелов А. М.	10
Иконникова Л. Ф.	41	Петров А. А.	33
Иноземцев А. В.	9	Печина Е. А.	28
Ионова Н. В.	3	Пилюгин В. П.	45
		Пискаленко В. В.	21, 25
		Плотников А. В.	10
		Плотников В. А.	16

Покоев А. В.	14, 15	Тарасов С. А.	44
Полянский А. М.	47	Тетерина Т. М.	45
Полянский В. А.	47	Тимофеев С.А.	55
Пономарев А. Г.	46	Титоров Д. Б.	27
Попова Н. А.	24	Траскин В. Ю.	38
Попов-Дюмин Д. Б.	47	Тюрьков М. Н.	62
Прокофьева О. С.	13	Урцев В. Н.	52
Прыщак А. В.	51	Усатый С. Г.	50, 51
Пушин В. Г.	20		
		Хабибулин Д. М.	52
Разуваев А. А.	58		
Растегаев И. А.	56	Цалина Н. Б.	5
Родин А. О.	37	Целлермаер В. В.	22
Розен А. Е.	50, 51		
		Чернов В. А.	8
Саркисов Ю. С.	41	Черняева Е.В.	52
Семенова Л. М.	40, 43	Чинокалов В. Я.	13
Смоланов Н. А.	48, 49	Чугунов С. Н.	51
Соколовская Э. А.	3		
Солнцев Ю. П.	29	Шабанова И. Н.	46
Соловьева Ю. В.	17, 18	Шаехов Р. В.	19
Старенченко В. А.	17-19		
Степанов Д. И.	14	Юрьев А. Б.	13, 26
Сухова В. Г.	4		
Сучкова Е. Ю.	22		

Содержание

Кудря А. В., Соколовская Э. А., Ионова Н. В. (Москва) ЦИФРОВАЯ РЕКОНСТРУКЦИЯ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ.	3
Кудря А. В., Сухова В. Г. (Москва) ОПИСАНИЕ МЕЗОРЕЛЬЕФА ИЗЛОМА ДЛЯ ПРОГНОЗА ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ.	4
Болдырев Д. А., Криштал М. М., Цалина Н. Б. (Тольятти) ВЛИЯНИЕ СЕРЫ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СЕРОГО ЧУГУНА В ПАРЕ ТРЕНИЯ «ТОРМОЗ- НОЙ ДИСК – КОЛОДКА».	5
Болдырев Д. А., Криштал М. М. (Тольятти) РЕАЛЬНЫЙ ПРОЦЕСС ТРЕНИЯ В ПАРЕ «ТОРМОЗНОЙ ДИСК – КОЛОДКА».	6
Болдырев Д. А., Криштал М. М. (Тольятти) ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА И ХРОМА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ИЗНОСО- СТОЙКОСТЬ СЕРОГО ЧУГУНА В ПАРЕ «ТОРМОЗНОЙ ДИСК – КОЛОДКА».	7
Криштал М. М., Лазутова Е. Б., Чернов В. А. (Тольятти) О ПОВЫШЕНИИ РЕСУРСА ПОРШНЕВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ ДВИ- ГАТЕЛЕЙ.	8
Иноземцев А. В., Гринберг Б. А. (Екатеринбург) РАЗРАБОТКА НОВЫХ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ОРТОРОМБИЧЕ- СКОГО АЛЮМИНИДА ТИТАНА.	9
Плотников А. В., Гринберг Б. А., Пацелов А. М. (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОАКТИВИРОВАННОЙ БЛОКИРОВКИ СВЕРХДИСЛОКАЦИЙ В Ni-СУПЕРСПЛАВЕ (В ОТСУТСТВИЕ ВНЕШНЕГО НАГРУЖЕНИЯ).	10
Антонова О. В., Гринберг Б. А., Кругликов Н. А., Клементьева О. С., Богомоллов В. В., Мурашко М. Ю. (Екатеринбург) СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ БЛОКИРОВКИ ДИСЛОКАЦИЙ В СПЛАВАХ СО СВЕРХ- СТРУКТУРОЙ $L1_0$ (TiAl, CuAu, FePd).	11
Грибняк В. Т., Каклаускас Г. Г. (Вильнюс/ Литва) МОДЕЛЬ ДЛЯ РАСЧЁТА ДЕФОРМАЦИЙ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ.	12
Чинокалов В. Я., Юрьев А. Б., Прокофьева О. С., Мыскова Н. В. (Новокузнецк) КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ В ТЕРМОУПРОЧ- НЕННОЙ АРМАТУРЕ.	13
Вержаковская М. А., Покоев А. В., Степанов Д. И. (Самара) РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ДИФФУЗИИ АЛЮМИНИЯ В ЖЕЛЕЗЕ.	14
Осинская Ю. В., Покоев А. В. (Самара) МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ ИСКУССТВЕННОМ СТАРЕНИИ БЕРИЛЛИЕ- ВОЙ БРОНЗЫ BrB-2.	15
Макаров С. В., Плотников В. А. (Барнаул) АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССАХ ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМИНИЯ.	16
Бурцев Б. И., Старенченко В. А., Соловьева Ю. В. (Томск) МОДЕЛЬ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ СО СВЕРХ- СТРУКТУРОЙ $L1_2$ С УЧЕТОМ ГЕНЕРАЦИИ И АННИГИЛЯЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ.	17
Геттингер М. В., Соловьева Ю. В., Старенченко В. А. (Томск) ТЕМПЕРАТУРНЫЕ АНОМАЛИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СО СВЕРХ- СТРУКТУРОЙ $L1_2$ В УСЛОВИЯХ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ НАГРУЖЕНИЙ.	18
Лычагин Д. В., Шаехов Р. В., Конева Н. А., Старенченко В. А. (Томск) ОРГАНИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛЯ С ОРИЕНТАЦИЕЙ ОСИ СЖАТИЯ [001] И БОКОВЫМИ ГРЯНЯМИ {110}.	19
Лукьянов А. В., Гундеров Д. В., Пушин В. Г. (Уфа) СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ TiNi, ПОДВЕРГНУТЫХ РКУП С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПРОКАТКОЙ.	20

Алешин Д. Н., Глезер А. М., Громов В. Е., Коновалов С. В., Бабицкий Н. А., Пискаленко В. В. (Новокузнецк, Москва) ПОЛУЧЕНИЕ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe-6 % Si.	21
Громова А. В., Сучкова Е. Ю., Иванов Ю. Ф., Козлов Э. В., Целлермаер В. В. (Новокузнецк, Томск) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР В СТАЛЯХ 60ГС2 В ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОМ И МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИЯХ	22
Ивахин М. П., Иванов Ю. Ф., Коновалов С. В., Козлов Э. В., Громов В. Е. (Новокузнецк, Томск) ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 60ГС2 ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ.	23
Коваленко В. В., Жулейкин С. Г., Громов В. Е., Попова Н. А., Козлов Э. В. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ДЕФОРМАЦИИ	24
Пискаленко В. В., Громов В. Е., Данилов В. И., Козлов Э. В., Конева Н. А. (Новокузнецк, Томск) ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ	25
Юрьев А. Б., Громов В. Е., Иванов Ю. Ф., Козлов Э. В., Коновалов С. В. (Новокузнецк, Томск) МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В АРМАТУРЕ, ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ ПРЕРЫВИСТОЙ ЗАКАЛКОЙ.	26
Титоров Д. Б. (Ижевск) МОДЕЛЬ ВЗАИМНО ПРОНИКАЮЩИХ АТОМОВ И ПРИМЕРЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЕЕ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ФОРМИРОВАНИЯ И ИЗМЕНЕНИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И ЗЕРЕННЫХ СТРУКТУР В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ.	27
Печина Е. А., Демаков С. Л. (Ижевск, Екатеринбург) СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ТЕХНИЧЕСКОЙ МЕДИ ПОСЛЕ МНОГОПЕРЕХОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПУТЕМ ВИБРОМЕХАНИЧЕСКОГО ОБЖАТИЯ И ПРЕССОВАНИЯ.	28
Вологжанина С. А., Ермаков Б. С., Солнцев Ю. П. (Санкт-Петербург) ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ПРОИСХОДЯЩИХ В СТАЛЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ В ХОДЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ.	29
Вологжанина С. А., Ермаков Б. С., Крутиков Н. В. (Санкт-Петербург) ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ОБОРУДОВАНИЯ, ЭКСПЛУАТИРУЕМОГО В УСЛОВИЯХ СИБИРИ И КРАЙНЕГО СЕВЕРА.	30
Муратиков К. Л., Глазов А. Л. (Санкт-Петербург) ВОЗМОЖНОСТИ РЕГИСТРАЦИИ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ ТЕРМОУПРУГОГО ФОТОАКУСТИЧЕСКОГО МЕТОДА.	31
Овечкин Б. Б., Мячин Ю. В. (Томск) ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ СПЕЧЕННОГО Fe-Ti СПЛАВА АНТИФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ.	32-33
Петров А. А. (Санкт-Петербург) ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ЧЕРЕЗ ПОЛНЫЕ И НЕПОЛНЫЕ ИНТЕРВАЛЫ ТЕМПЕРАТУР ОБРАТИМОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ.	33-34
Палистрант Н. А. (Кишинев/ Молдова) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АМИНОСТИРОЛА ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ.	35
Ваганов Д. В., Жевненко С. Н. (Москва) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ МЕТОДОМ «НУЛЕВОЙ» ПОЛЗУЧЕСТИ: УСТАНОВКА, РЕЗУЛЬТАТЫ.	36
Козлова О. В., Родин А. О. (Москва) ПРОНИКНОВЕНИЕ ЖИДКОГО ГАЛЛИЯ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ И СПЛАВОВ АЛЮМИНИЙ-ГАЛЛИЙ И АЛЮМИНИЙ-МАРГАНЕЦ.	37

Китаев Д. Е., Траскин В. Ю. (Москва) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТЕОРИТНОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДАМИ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЙ МЕХАНИКИ.	38
Барон А. А., Бахрачева Ю. С. (Волгоград) ОЦЕНКА СКЛОННОСТИ СТАЛЕЙ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПО ВЕЛИЧИНЕ КРИТИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ ВДАВЛИВАНИЯ.	39
Кобцева И. В., Семенова Л. М. (Волгоград) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ПОВЫШЕНИЕ КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ УЛУЧШАЕМЫХ СТАЛЕЙ.	40
Иконникова К. В., Саркисов Ю. С., Иконникова Л. Ф. (Томск) ПРИМЕНЕНИЕ ЭКСПРЕСС-МЕТОДА рН-МЕТРИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛАХ.	41
Мурашов В. А. (Москва) ТРАВЛЕНИЕ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА В БИКРИСТАЛЛЕ ЦИНКА РАВНОВЕСНЫМ РАСПЛАВОМ НА ОСНОВЕ ОЛОВА: КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМ.	42
Семенова Л. М., Баулин А. П. (Волгоград) ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ЦЕМЕНТАЦИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ.	43
Каримбаев Т. Д., Тарасов С. А. (Москва) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ НА ХАРАКТЕР ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН В ОБРАЗЦАХ И ДЕТАЛЯХ.	44
Тетерина Т. М., Пилюгин В. П., Антонова О. В. (Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОЦК (Nb, V, V-Zr-C) МЕТАЛЛАХ ПРИ ХОЛОДНОЙ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИЯХ ПОД ДАВЛЕНИЕМ.	45
Пономарев А. Г., Шабанова И. Н., Митрохин Ю. С. (Ижевск) ИССЛЕДОВАНИЕ КЛАСТЕРНОЙ СТРУКТУРЫ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ В ЖИДКОМ И АМОРФНОМ СОСТОЯНИЯХ.	46
Полянский А. М., Полянский В. А., Попов-Дюмин Д. Б. (Санкт-Петербург) ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВАКУУМ-ЭКСТРАКЦИИ ВОДОРОДА ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛОТНОСТИ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ И ЭНЕРГИИ СВЯЗИ ВОДОРОДА В МЕТАЛЛАХ.	47
Смоланов Н. А., Панькин Н. А. (Саранск) ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНЫХ ЭФФЕКТОВ В МИКРО- И НАНОСТРУКТУРАХ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА.	48
Смоланов Н. А., Панькин Н. А. (Саранск) ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ TiN В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛАЗМЕННОГО ПОТОКА	49
Розен А. Е., Крюков Д. Б., Лось И. С., Усатый С. Г., Любомирова Н. А. (Пенза) ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РОСТА И СВОЙСТВ ФАЗ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ БИМЕТАЛЛА МЕДЬ-АЛЮМИНИЙ, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ.	50
Розен А. Е., Усатый С. Г., Прыщак А. В., Чугунов С. Н., Любомирова Н. А. (Пенза) СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ.	51
Морозов С. А., Урцев В. Н., Дегтярев В. Н., Мухин В. В., Хабибулин Д. М. (Магнитогорск) ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ДВУХФАЗНОЙ ОБЛАСТИ НА КИНЕТИКУ АУСТЕНИТ-ФЕРРИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 08Г2С.	52
Черняева Е.В. (Санкт-Петербург) КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ОТПУСКА СТАЛИ 35Г2.	52-53
Мурашкин М. Ю., Иванисенко Ю. В., Валиев Р. З. (Уфа, Карлсруе/ Германия) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА AA6061 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ, СТАРЕНИЯ И ПРОКАТКИ.	53

Бобылев М. В., Королева Е. Г. (Москва) ТРАНСФОРМАЦИЯ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ В СТАЛЯХ С ДУАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	54
Тимофеев С. А. (Тольятти) ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТОДОМ СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА АКУСТИЧЕСКИХ СИГНАЛОВ ЗОНЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ.	55
Мерсон Д. Л., Криштал М. М., Растегаев И. А. (Тольятти) ПРИМЕНЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО СПОСОБА ИССЛЕДОВАНИЯ ДИССИПАТИВНЫХ (ДЕМПФИРУЮЩИХ) СВОЙСТВ КОНСИСТЕНТНЫХ СМАЗОК.	56
Гвоздикова О. С., Мерсон Д. Л. (Тольятти) ВЛИЯНИЕ ВОЛНОВОДА НА СПЕКТРАЛЬНУЮ ПЛОТНОСТЬ РЕГИСТРИРУЕМЫХ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ.	57
Мерсон Д. Л., Брюшко В. И., Разуваев А. А. (Тольятти, Краснодар) ОЦЕНКА ДЕГРАДАЦИИ МЕТАЛЛА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ НА ОСНОВЕ СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ.	58-59
Воронин С. С., Мерсон Д. Л., Д. Е. Мещеряков (Тольятти) РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТА ПО ИССЛЕДОВАНИЮ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИСПЫТАНИИ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТАЛЬНЫХ ТОНКОСТЕННЫХ СВАРНЫХ БАЛОК.	60
Лукьянов В. Ф., Брюшко В. И. (Краснодар) МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ	61-62
Тюрьков М. Н. (Тольятти) ОСОБЕННОСТИ НАЧАЛЬНОГО ЭТАПА ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ.	62
Азизбекян В. Г. (Тольятти) ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЯХ.	63
Азизбекян В.Г., Гайдулин В. Б., Диженин В. В. (Тольятти) ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЦИНКА С НЕРАВНОВЕСНОЙ СТРУКТУРОЙ.	64
Диженин В. В. Денисова Д. А. (Тольятти) ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРОЙ.	65
Именной указатель	66-67
Содержание	68-71

Научное издание

I Международная школа «Физическое материаловедение»
22-26 ноября 2004 г., Тольятти

сборник тезисов

Ответственный редактор
доктор физико-математических наук
Д. Л. Мерсон

Оформление и компьютерное макетирование Е. В. Черняевой

Подписано в печать 15.11.2004. Формат 60×84/16
Печать оперативная. Усл. п.л. 5,2. Уч. изд. л. 4,9

Тираж 200 экз.

Тольяттинский государственный университет
Тольятти, ул.Белорусская, 14