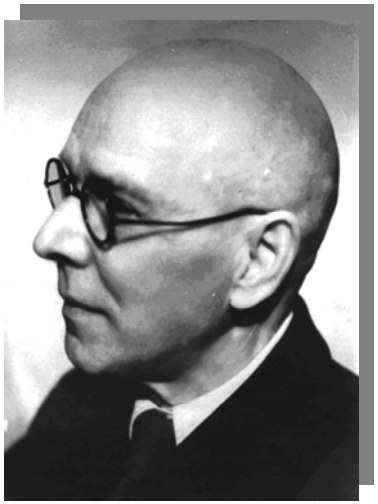


XIX Петербургские чтения по проблемам прочности,

посвященные 130-летию со дня рождения академика АН УССР Н. Н. Давиденкова

13 – 15 апреля 2010 г.
Санкт-Петербург

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

Часть 1

Научный Совет РАН
по физике конденсированных сред

Межгосударственный координационный Совет (МКС)
по физике прочности и пластичности материалов

Санкт-Петербургский государственный университет

Санкт-Петербургский государственный
политехнический университет

Дом Ученых им. М. Горького РАН

Учреждение Российской академии наук
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

XIX
Петербургские чтения по проблемам прочности,

посвященные 130-летию со дня рождения академика АН УССР Н. Н. Давиденкова

13 – 15 апреля 2010 г.
Санкт-Петербург

Сборник материалов

Часть 1

Санкт-Петербург
2010

XIX Петербургские чтения по проблемам прочности. Санкт-Петербург, 13-15 апреля 2010 г.: сборник материалов. – Ч. 1. - СПб., 2010. - 368 с.
ISBN 978-5-98340-235-5

В сборнике опубликованы материалы докладов, представленные на XIX Петербургских Чтениях по проблемам прочности учеными из России и ближнего зарубежья. Доклады отражают достижения и современные тенденции развития науки о прочности, пластичности и других физико-механических свойствах твердых тел.

XIX Петербургские Чтения посвящены 130-летию со дня рождения академика АН УССР Николая Николаевича Давиденкова (1880-1962) – создателя крупнейшей отечественной школы, которая определила основные пути развития науки о прочности и пластичности материалов. Работы Н.Н. Давиденкова внесли неоценимый вклад в учение о хладноломкости, динамических свойствах материалов, остаточных напряжениях, линейной механике разрушения, коррозии и многих других фундаментальных и прикладных проблемах прочности.

Материалы Чтений будут интересны и полезны ученым, инженерам, аспирантам и студентам, специализирующихся в области физико-механических свойств твердых тел.

Статьи публикуются в авторской редакции

ISBN 978-5-98340-235-5

**Отпечатано копировально-множительным участком отдела обслуживания учебного процесса физического факультета СПбГУ.
Приказ № 571/1 от 14.05.03.
Подписано в печать 26.03.10 с оригинал-макета заказчика.
Ф-т 30х42/4. Усл. печ. л. 1. Тираж 150 экз., Заказ № 1049/с.
198504, Санкт-Петербург, Ст.Петергоф, улю Ульяновская, д.3, тел. 929-43-00**

КАФЕДРА Н. Н. ДАВИДЕНКОВА
(история и современность)

Титовец Ю. Ф.

С.-Петербурский государственный технический университет,
С.-Петербург, Россия,
titovets@phmf.spbtu.ru

Краткая история. Кафедра была образована в 1926 года для подготовки дипломированных инженеров для работы в испытательных центрах (лабораториях) промышленных предприятий и учреждений Академии наук. В начале 20-х годов А.Ф. Иоффе с сотрудниками ФТИ были выполнены пионерские работы по исследованию физического механизма деформации кристаллов при помощи рентгеновских лучей. В 1925 году А.Ф. Иоффе привлек Н.Н. Давиденкова к организации в ФТИ лаборатории для исследования физико-механических свойств твердых тел и кафедры **физического материаловедения** в Ленинградском политехническом институте. Задачей кафедры была подготовка инженеров-материаловедов, обладающих глубокой физико-математической базой и способных активно использовать современнейшие физические методы для решения как фундаментальных, так и производственных задач.

Николай Николаевич Давиденков (впоследствии академик УССР, 1939) стал заведующим этой кафедрой и в значительной мере определил ее профиль и будущее развитие. Одновременно, с 1932 года, в Ленинградском Доме Ученых на Дворцовой набережной ежемесячно начала работать научная секция по проблемам прочности и пластичности, организованная Н.Н. Давиденковым для пропаганды важнейших научных достижений материаловедения и их внедрения в производственную практику. Секция прочности и пластичности им. Н.Н. Давиденкова работает СПб Доме Ученых и в настоящее время (уже 78-й год). До 1945 года кафедра была единственной в СССР подобного профиля. Позже по ее образцу были созданы аналогичные кафедры в Москве (МИСИС, МИФИ, НижГГУ), Киеве, Харькове, Свердловске, Воронеже и Горьком. Н.Н. Давиденков руководил кафедрой до своей кончины в 1962 году.

Можно удивляться предвидению А.Ф. Иоффе и Н.Н. Давиденкова по отношению к научному материаловедению. Ведь настоящий расцвет этой области науки и техники начался только в конце 40-х годов в связи с существенным прогрессом в авиа- и судостроении, с появлением космической техники. Все эти отрасли промышленности потребовали повышения эксплуатационных традиционных материалов, создания новых материалов. Сначала это были полимеры, затем композиционные материалы, аморфные, керамические материалов. В настоящее время внимание приковано к объектам с нанокристаллической структурой.

При создании кафедры уже было ясно, что прогресс в материаловедении может быть достигнут только путем синтеза новейших методов изучения атомной структуры вещества и самых современных способов исследования его физико-механических свойств, как на микроскопическом, так и на макроскопическом уровнях. Такая постановка позволяет понять связь между строением материала и его свойствами. В одной из своих статей Н.Н. Давиденков раскрывает назначение своей лаборатории (кафедры): "а) в меру возможности, диктуемой современным состоянием науки, перекидывать мост между техническими свойствами материалов и их физической основой и б) при разработке новых методов использовать возможности, даваемые всем арсеналом современной физики".

Научная школа, созданная Н.Н. Давиденковым, с самого начала предусматривала развитие научных и прикладных исследований по следующим направлениям: 1) Прочность и пластичность твердых тел, процессы разрушения; 2) Упругие свойства твердых тел; 3) Хрупкое разрушение; 4) Новые способы исследования физико-механических свойств твердых тел. Большой цикл работ, выполненный на кафедре под руководством акад. Н.Н. Давиденкова, был посвящен проблеме **хладноломкости.** Серия статей, опубликованных по этой тематике, а также две обширные монографии способствовали распространению правильных представлений о природе явления хладноломкости, часто являющейся причиной катастрофических аварий в промышленности. В основном, благодаря научным трудам школы Н.Н. Давиденкова, была обеспечена высокая надежность техники, эксплуатировавшейся в высоких широтах во время войны 1941–45 гг. Именно за эти работы Н.Н. Давиденкову в 1943 г. была присуждена Сталинская премия.

Цикл пионерских работ по **несовершенной упругости** был начат Н.Н. Давиденковым еще в 30-е годы. Позже на кафедре сначала доц. В.А. Журавлевым, затем доц. В.А. Челноковым с сотрудниками была разработана теория этого явления и создан ряд приборов, позволяющих при помощи колебаний малой амплитуды определять важные физико-механические характеристики твердых тел. Начатые исследования упругого последействия были позднее продолжены на кафедре проф. С.О. Цобкалло, создавшего ряд приборов промышленного назначения для определения характеристик пружинных сплавов.

Глубокий след в истории кафедры оставили выдающиеся ученые – профессора Орлов А.Н. и Владимиров В.И., долгие годы преподававшие студентам кафедры теорию дефектов. Теснейшим образом сотрудничал с кафедрой профессор В.А. Лихачев. Он поддержал инициативу кафедры в создании в 1980 Всесоюзного семинара «Актуальные проблемы прочности» и возглавил этот семинар, который очень быстро перерос в ежегодную конференцию. После смерти В.А. Лихачева его дело продолжил профессор кафедры В.И. Бетехтин.

Большое внимание было уделено изучению остаточных напряжений в металлах, результаты которого имели приоритетное значение. Профессорами Ф.Ф. Витманом, Л.А. Гликманом и доц. Е.М. Шевандиным был разработаны методы, позволяющие определять остаточные напряжения в изделиях различной формы. Еще в 1929 г. научным сотрудником Г.И. Аксеновым впервые в мировой практике была выполнена методическая работа по применению рентгеновских лучей для измерения остаточных напряжений в металлах. Далее это направление на кафедре развивал профессор Ю.С. Терминасов, а с начала 50-х годов оно стало основным научным увлечением Васильева Дмитрия Михайловича – одного из первых учеников Н.Н. Давиденкова.

Профессор Д.М. Васильев проработал на кафедре с момента окончания института в 1948 году до смерти в 2005 году. Он возглавлял кафедру два небольших интервала времени с 1962 по 1965 и с 1983 по 1988 годы, в остальные годы всегда был первым заместителем, явным лидером и главным авторитетом во внутри кафедральной жизни. Благодаря методическим и исследовательским работам проф. Д.М. Васильева, рентгенографический метод стал широко использоваться в промышленности, а кафедра стала и является известным центром рентгеноструктурных исследований. Д.М. Васильев руководил кафедрой до 1988 года. Находясь в расцвете творческих сил, он принял решение передать бразды правления своим ученикам.

С 1988 по 1994 год кафедрой руководил профессор Иванов Сергей Александрович. Иванов С.А. был исключительно изобретательным и талантливым человеком. Он сочетал в себе как глубокие знания в теории дифракции, так и черты блестящего и изобретательного экспериментатора. Вместе со своими многочисленными учениками он разработал теоретические основы метода расходящегося рентгенов-

ского луча (метод псевдо Косселя), изготовил несколько вариантов установок для реализации метода, выполнил множество экспериментов по исследованию развития дефектов в монокристаллических образцах после испытаний на ползучесть. В 80-е годы по его инициативе на кафедре были развернуты исследования сверхпроводимости и применения синхротронного излучения для анализа дефектной структуры поверхности материалов. В эти же годы Сергей Александрович вместе с проф. Васильевым Д.М., доц. Мониным В.И. и ст.н.с. Трофимовым В.В. предложили конструкцию оригинальной двулучевой рентгеновской трубки, предназначенной для реализации портативной (переносной) установки для измерения остаточных напряжений в полевых (производственных) условиях. Устройство было защищено авторским свидетельством и послужило основой целой серии портативных рентгеновских аппаратов. Последние годы своей жизни Иванов С.А. посвятил разработке теоретических основ работы с этими приборами, активно внедрял их как в России (на трубопроводах в Якутии), так и в зарубежных странах. При Сергее Александровиче на кафедре активизировались научные связи с зарубежными странами (Чехословакией, Германией, Бразилией). В эти же годы продолжались фундаментальные исследования **методом молекулярной динамики** на компьютерных моделях кристаллов, молекулах полимеров и биологических объектов. Пионерские работы в этом направлении были начаты профессором Мелькером Александром Иосифовичем в начале 70-х годов и продолжаются до настоящего времени. В 1994 году С.А.Иванов уехал в длительную научную командировку в Рио-де-Жанейро, и на должность заведующего кафедрой был избран профессор Титовец Юрий Федорович.

В связи с известными экономическими проблемами в России пришлось несколько сместить акценты в направлениях работы кафедр. Эксперименты проводить в широких объемах стало невозможно. Поэтому исследования в традиционных направлениях кафедры продолжались, но не так интенсивно, как ранее. Генеральным направлением исследований на кафедре стало применение теоретических представлений физики прочности и физического материаловедения для решения задач разработки новых промышленных материалов, моделирования и совершенствования современных технологий, разработка компьютерных моделей для последующего использования их в проектах с промышленностью.

XXI век. С 2008 года кафедра стала именоваться кафедрой физики прочности и пластичности материалов. Этим подчеркнуто основное направление работы её сотрудников и направление подготовки специалистов – исследование и диагностика прочности материалов, разработка компьютерных моделей для производственных технологий, измерение и контроль механических свойств материалов, подготовка заключений о причинах отклонения свойств материала и его структуры от стандартов, квалифицированное использование физических методов исследований (рентгеновский анализ, оптическая микроскопия, акустические исследования и др.). С середины 80-х годов кафедра активно занималась разработкой компьютерных технологий для производственных и научных целей.

Генеральное направление исследований на кафедре – применение экспериментальных методов и теоретических представлений физики прочности и физического материаловедения для решения задач разработки новых промышленных материалов, моделирования и совершенствования современных технологий. Продолжая традиции своих предшественников, коллектив продолжил работы в области физического материаловедения. Отметим наиболее значимые результаты последних 20 лет.

Физическое моделирование структуры сплавов. (проф. Ю.Ф. Титовец, доц. Золоторевский Н. Ю, доц. А.А. Васильев). Развита физическая модель и создана компьютерная модель CATRAN для расчета структуры простых и сложнолегированных сталей после горячей прокатки, нацеленная на работу в автоматизированной

системе управления качеством продукции на австрийской фирме VoestAlpine Linz. Проведено систематическое экспериментальное исследование процессов дисперсионного упрочнения практически важных сплавов Al–Mg–Si. На основании полученных результатов разработана физически обоснованная математическая модель и компьютерная программа ALAGING, позволяющая количественно предсказывать дисперсионное упрочнение низколегированных сплавов системы Al–Mg–Si и силуминов при неизотермических многоступенчатых режимах старения, используемых на практике. Выполнено систематическое экспериментальное исследование деформационного старения промышленных автомобильных BHIF (Bake Hardening Interstitial Free)-сталей, на основании которого выяснена сложная природа процесса и разработаны математическая компьютерная модель для описания его кинетики от параметров термообработки и химического состава стали. Разработаны физически обоснованные количественные модели для расчета коэффициента диффузии углерода в сложнолегированном аустените и феррите. Разработана промышленная модель для предсказания механических свойств горячекатаных сталей феррито-перлитного класса, произведенных на стане 2000 ОАО «Северсталь».

Физика прочности и пластичности (проф. А.А. Зисман, доц. Н.Ю. Золоторевский, доц Н.Ю. Ермакова). Экспериментальное и теоретическое изучение механизмов формирования текстуры пластически деформируемых металлов. Развита физическая модель взаимодействия зерен поликристаллов при больших пластических деформациях, оригинальная теория текстурообразования при практически значимых значениях пластической деформации поликристаллов. Построение модели формировании макроскопической текстуры деформации с учетом экспериментально определенных закономерностей эволюции микротекстуры отдельных зерен и их кластеров. В кооперации с ФТИ РАН (проф. В.И. Бетехтин, д.ф.-м.н. А.Г. Кадомцев) завершен цикл экспериментальных исследований пористости в материалах разной природы и созданы принципы залечивания пор.

Экспериментальные методы материаловедения (проф. Ю.Ф. Титовец, доц. В.А. Челноков). Создан комплекс высокоэффективных рентгенодифрактометрических методик исследования структуры моно- и поликристаллических материалов, включающий: высокоскоростную регистрации текстурограмм и комплекс обработки данных с выдачей информации в виде прямых (ППФ), обратных полюсных фигур (ОПФ) и функций распределения ориентировок (ФРО); высокоэффективную лабораторную методику для исследования упругих напряжений и прецизионных исследований параметров кристалла; оригинальный метод исследования межзеренных и внутризеренных разориентировок – метод локальной рентгеновской дифрактометрии (ЛРД).

Наноматериалы и нанотехнологии В 2008 году при кафедре образована научно-инновационная лаборатория «Нано- и мезоструктурные исследования материалов» (проф. Ю.Ф. Титовец, доц. В.И. Герасимов). Работы лаборатории сосредоточены на структурных исследованиях, диагностике свойств и применении фуллеренов методами рентгеноструктурного анализа, оптической, инфракрасной и ультрафиолетовой спектроскопии, масс-спектрометрии. В кооперации с Институтом Проблем Машиноведения РАН (проф. М.Ю. Гуткиным и И.А. Овидько) создана теоретическая модель, эффективно описывающая пластическую деформацию и разрушение наноструктурных и наноразмерных материалов. Исследованы механизмы дефектообразования в растущих кристаллах карбида кремния. Разработана теоретическая модель развития дефектной структуры и накопления повреждений в процессе выращивания массивных кристаллов карбида кремния. Построены основы градиентной теории дефектов. Создана теоретическая модель, эффективно описывающая пластическую деформацию и разрушение наноструктурных и наноразмерных материалов.

Продолжаются работы в области компьютерной нанотехнологии - компьютерного моделирования структуры органических и биологических молекул, углеродных фуллеренов и нанотрубок (проф. А.И. Мелькер). Детальнее с важнейшими направлениями деятельности сотрудников, преподавателей кафедры и её выпускников можно познакомиться в журнале «Научно-технические ведомости СПбГПУ», частично посвященном 80-летию кафедры [1].

Список литературы

1. Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета, вып.3, 2006, с.79-138

ВОЗМОЖНЫЕ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА ТУННЕЛИРОВАНИЯ В ЭЛЕМЕНТАРНЫХ АКТАХ КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ БОРА

Слуцкер А. И., Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г.

Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН
Санкт-Петербург, Россия
Alexander.Slutsker@mail.ioffe.ru

Бор обладает одной из самых высоких характеристических (дебаевских) температур: 1400К. Поэтому квантовые эффекты, роль которых в механических процессах усиливается при понижении температуры, для бора могут проявляться в достаточно широкой области температур: от 0 до ~ 300–400К.

Разрушение твердых тел (при растягивающем напряжении) и микроиндентирование выступают кинетическими явлениями: процессами, состоящими из последовательных элементарных актов, включающих разрыв напряженных межатомных связей. Температурная зависимость разрывной прочности [$\sigma_p(T)$] и микротвердости [$H_v(T)$] несут информацию об этих элементарных актах: их характеристиках (барьер, активационный объем) и механизме осуществления акта (надбарьерный и подбарьерный тунельный переходы) [1].

Расчет показал, что при механизме надбарьерного (термофлуктуационного) перехода, соответствующего классической активационной динамике, зависимости $\sigma_p(T)$ и $H_v(T)$ близки к линейным снижениям σ_p и H_v с ростом температуры [2,1].

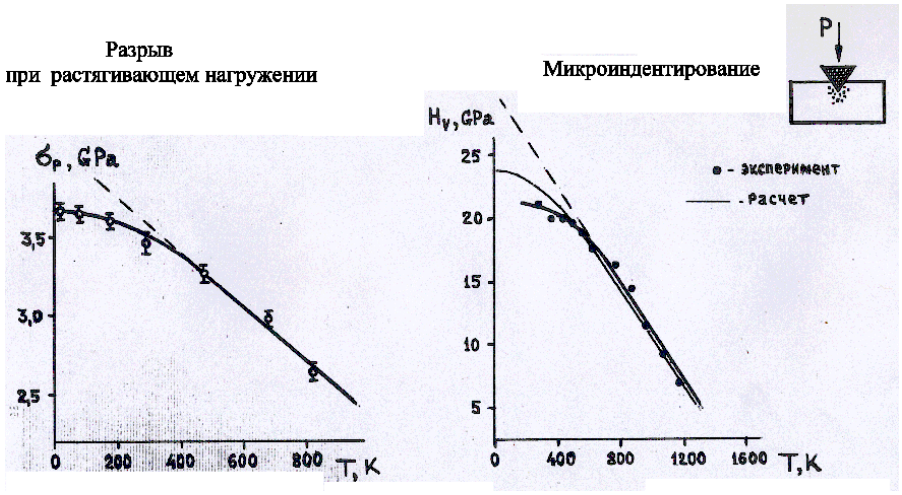
Экспериментальные зависимости $\sigma_p(T)$ и $H_v(T)$ для бора, измеренные в области 4,2–1200К оказались более сложными, чем простые линейные (рис.1)

Как видно, в области повышенных температур зависимости $\sigma_p(T)$ и $H_v(T)$, действительно близки к линейным. Из экстраполяции зависимостей $\sigma_p(T)$ и $H_v(T)$ к 0 производится оценка исходного барьера элементарных актов энергии активации процессов, которая дала значение барьера U_0 = 5,2eV, что практически совпадает с энергией диссоциации межатомных связей в боре [3]. Это свидетельствует о разрывах межатомных связей в элементарных актах, как разрушения, так и микроиндентирования бора.

Из рис.1. видно, что при температурах ниже 400–500К начинается отступление от «классической» температурной зависимости. Имеет место характерное «выполаживание» зависимостей $\sigma_p(T)$ и $H_v(T)$ при $T \to 0$.

Кинетика механического разрушения.

Бор. Размер кристаллитов ~100 nm



Из анализа	Исходн. барьер: ~ 5.2 eV	‖	Спр.	Энергия дисс. 5.6 eV
эксперим. данных	Характ. темп-ра: ~1300 K	‖	для B	Характ. темп-ра 1400 K

Рис.1.

Проведенный общий расчет показал, что привлечение к рассмотрению механизма элементарных актов (разрывов напряженных межатомных связей) туннелирования атомов сквозь барьер диссоциации приводит именно к таким, как на рис.1, зависимостям $\sigma_p(T)$ и $H_v(T)$, т.е. к переходу от линейной зависимости при повышенных температурах к нелинейной с уменьшением наклона зависимости до нуля при $T \to 0$.

Таким образом, экспериментальные данные на рис.1 по форме зависимостей $\sigma_p(T)$ и $H_v(T)$ указывают на возможность проявления туннелирования в процессах разрушения и микроиндентирования бора при пониженных температурах.

Более того, проведенные количественные расчеты $\sigma_p(T)$ и $H_v(T)$ именно для бора (т.е. с учетом характеристик бора: барьера диссоциации, дебаевской температуры) показали достаточную близость экспериментальных и расчетных температурных зависимостей $\sigma_p(T)$ и $H_v(T)$. Пример такой близости представлен на рис.1. для температурной зависимости микротвердости.

Итогом работы являются экспериментальные данные и их анализ, позволяющие заключить о возможности проявления квантового эффекта – туннелирования в кинетике разрушения и микроиндентирования бора.

Работа выполнена пр финансовой поддержке Программы Президиума РАН «Квантовая физика конденсированных сред». Проект 10.20.

Список литературы

1. В.Р.Регель, А.И.Слуцкер, Э.Е.Томашевский. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.Наука (1974)
2. Р.Л.Салганик. ФТТ. Т.12.вып.5.с.1336(1970)
3. Спр. «Физические величины».М.Энергоатомиздат (1991)

МОНОФРАКТАЛИЗАЦИЯ И ФОРМИРОВАНИЕ СКЕЙЛИНГА ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ КАК ПРИЗНАКИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Бетехтин В. И., Гиляров В. Л., Кадомцев А. Г., Корсуков В. Е., Корсукова М. М.

Физико-технический институт имени А. Ф. Иоффе РАН,, Санкт-Петербург, Россия
vjacheslav.korsukov@mail.ioffe.ru

Тенденция к формированию фрактальных структур на поверхности нагруженных металлов и аморфных сплавов (металлических стекол – МС), изучалась в работах [1–5]. Были исследованы изменения фрактальных размерностей (D) боковой поверхности образца МС при различных нагрузках. Однако распределение дефектов по размерам на поверхности систематически не изучалось. Это и является целью настоящей работы.

В работе исследовались ленты МС $Fe_{77}Ni_1Si_9B_{13}$ (промышленная марка 2HCP), полученные путём одновалкового спинингования. Образцы толщиной 20 μm, длиной 20 mm, шириной 3-5 mm растягивались вдоль направления спинингования [6]. Исследовались *in situ* топограммы боковой поверхности при нагружении образцов по мере увеличения нагрузки. Топограммы поверхности содержали матрицу чисел x, y, z (200x200x256), сканирование поверхности производилось вдоль оси x.

На рисунках 1 и 2 приведены топограммы поверхности нагруженных образцов, результаты их вейвлет преобразований (усредненные по сканам топограммы), а также распределения дефектов на поверхности по их высотным размерам. Коэффициенты вейвлет преобразования, изображенные оттенками серого цвета на рис 1,*b* и 2,*b* позволяют нам рассчитать и построить зависимость числа дефектов N от их размера R . Это число $N(R)$ рассчитывалось по числу локальных максимумов вейвлет преобразования на каждом масштабном уровне M, который прямо пропорционален размеру дефектов. На рис. 1,*c* и 2,*c* изображено распределение дефектов по их размерам в полулогарифмических координатах. Видно, что точки на графиках не ложатся на прямую линию. Это означает, что данные распределения не являются экспоненциальными.

На рис. 1,*d* и 2,*d* показано распределение дефектов по их размерам в логарифмических координатах. На данном графике точки хорошо ложатся на прямую линию, из чего можно сделать вывод, что распределения носят степенной характер. Сравнивая рис. 1,*d* и 2,*d* заметим, что скейлинговые закономерности при больших нагрузках выражены более четко, чем при малых нагрузках.

Следует отметить, что на поверхности МС, при нагрузках, близких к нулевым, не наблюдается экспоненциальных распределений дефектов по размерам. По нашему мнению, это связано с тем, что в стеклах на их поверхности «заморожены» остаточные напряжения, вызванные быстрым стеклованием ленты МС.

По мере увеличения нагрузки исходная фрактальная структура разрушается, и формируются новые фрактальные структуры на поверхности [1–3]. Это должно находить отражение и в распределении дефектов по их размерам.

Фрактальная размерность D боковой поверхности образца МС, измеренная методами покрытий и вейвлет преобразований [7], изменяется в пределах от 2.2 до 2.4 при различных нагрузках, как уже было показано ранее[1–3]. При этом сужается полуширина спектра сингулярностей участка фрактальной поверхности, где в дальнейшем сформируется магистральная трещина.

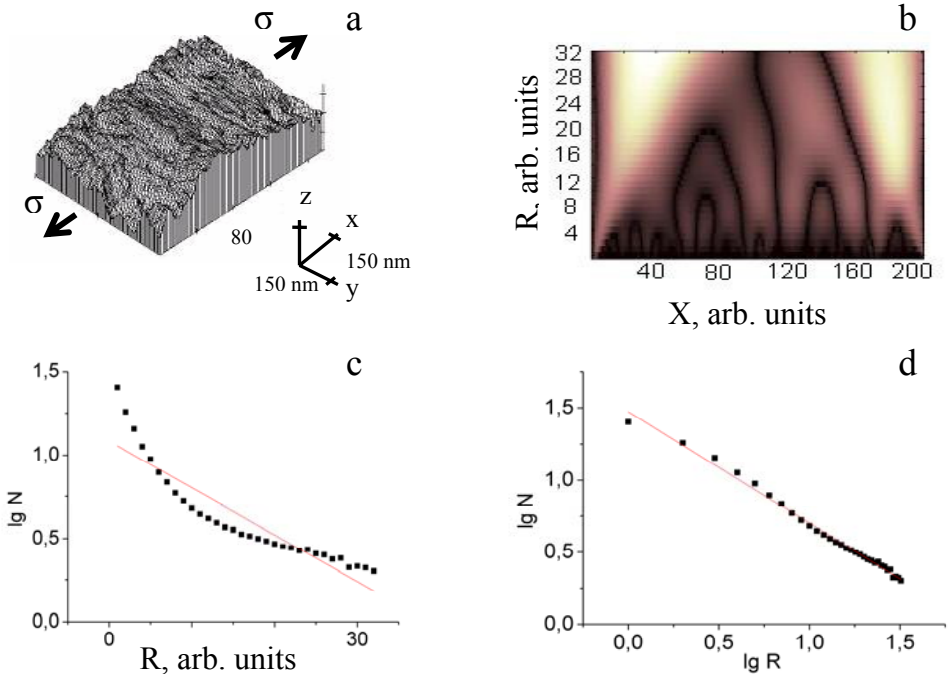


Рис. 1. Поверхность АС при одноосном растяжении σ ≈ 0 GPa. (*a*) – топограмма поверхности, (*b*) – вейвлет преобразование поверхностного рельефа, (*c*) – распределение дефектов на боковой поверхности образца по размерам в полулогарифмических координатах, (*d*) – распределение дефектов на боковой поверхности образца по размерам в логарифмических координатах.

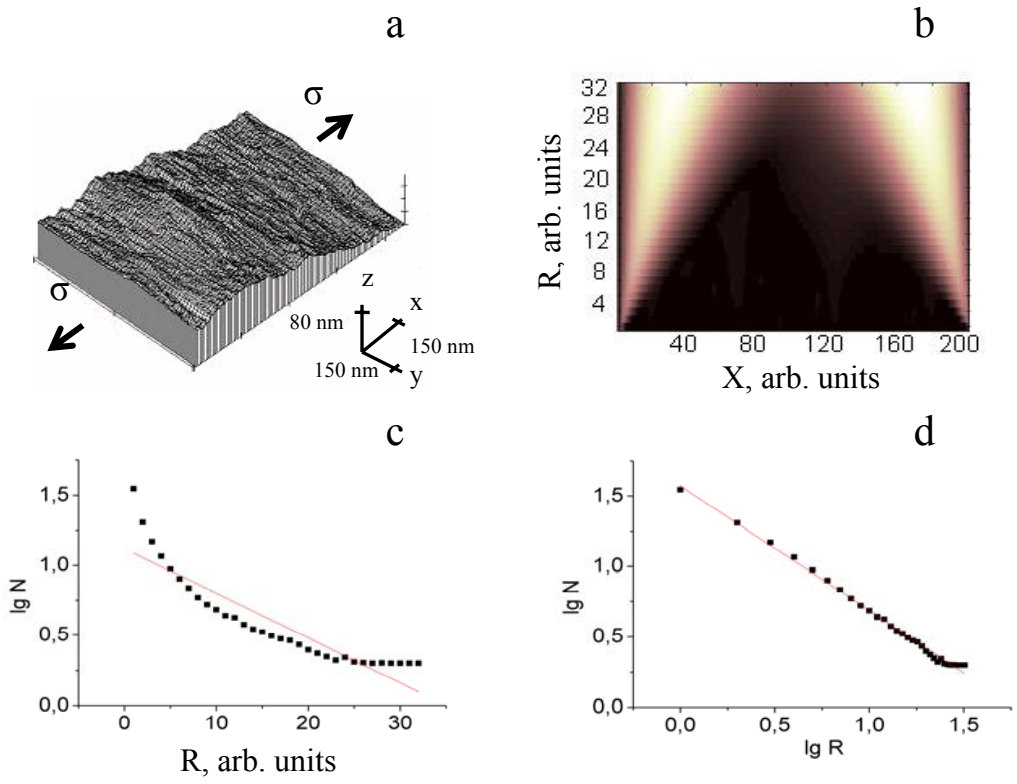


Рис. 2. Поверхность АС при одноосном растяжении σ = 1,7 GPa. Рис.*a, b, c, d* то же что и на рис.1.

Последнее обстоятельство свидетельствует о стремление поверхности к монофрактализации. В настоящей работе показано, что перед «критическим, катастрофическим событием» происходит и формирование скейлинга поверхностных дефектов. Образование монофрактальной поверхности и скейлинга поверхностных дефектов являются основными признаками формирования СОК [8-10].

Таким образом, «критическое, катастрофическое событие» (образование полосы сброса, поверхностной трещины, приводящей к разрыву образца), формируется по механизму СОК. Можно предположить, что магистральная трещина, зарождаясь на поверхности, распространяется в полосе сдвига [1,11], объединяя расположенные в ней микропоры.

Заключение

Таким образом, под действием механической нагрузки, на поверхности МС при приближении к разрушению формируются самоподобные структуры дефектов, распределение которых по размерам носит степенной характер, что отражает образование СОК и является характерным признаком наступающего разрушения. Формирование СОК перед разрушением образца отражает общефизическую закономерность проявления степенных законов в преддверии критических событий (типа фазовых переходов разрушения и др.) [12-14]. При этом происходит нарушение закона больших чисел, характерного для экспоненциальных и гауссовых распределений, и существенно возрастает роль крупномасштабных флуктуаций, приводящих к катастрофам. По нашему мнению эти признаки могут быть использованы в прогностических целях.

Список литературы

1. В.Л. Гиляров, В.Е. Корсуков, П.Н. Бутенко, В.Н. Светлов. ФТТ **46,** 1806 (2004).
2. В.И. Бетехтин, П.Н. Бутенко, В.Л. Гиляров, А.Г. Кадомцев, В.Е. Корсуков, М.М. Корсукова, Б.А. Обидов. ФТТ **50**, 1800 (2008).
3. В.И. Бетехтин, В.Л. Гиляров, А.Г. Кадомцев, В.Е. Корсуков, М.М. Корсукова, Б.А. Обидов. Известия РАН. Серия физическая **73**, 1506 (2009).
4. С.Н. Кульков, Ю.П. Миронов. ЖТФ 7**4**, 129, (2004).
5. И.Н.Севостьянова, С.Н.Кульков. ЖТФ **73**, 81 (2003).
6. К. Судзуки, Х. Фудзимори, К. Хасимото. Аморфные металлы. «Металлургия», М. (1987). 328 с.
7. A. Arneodo, E. Bacry, J. F. Muzy. Physica A **213,** 232 (1995).
8. D. L. Turcotte. Rep. Prog. Phys. 62, 1377 (1999).
9. А.Н. Павлов, В.С. Анищенко. УФН **177**, 859 (2007).
10. В.Л. Гиляров. ФТТ **47**, 808 (2005).
11. А. М. Глезер, В.И. Бетехтин. ФТТ **38,** 1784 (1996).
12. Г.Г Малинецкий, С.П. Курдюмов. Вестник РАН **71,** 210 (2001).
13. Р. Балеску. Равновесная и неравновесная статистическая механика. Мир, М. (1978). Т. 1, 406 с.
14. Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. Статистическая физика. Наука, М. (1976). Ч. 1, 584с.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ В ПРОЦЕССЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Глезер А. М., Сундеев Р. В., Шалимова А. В.

Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, г.Москва, Россия
sundeev55@yandex.ru

Методом рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии изучены структурно-фазовые превращения типа «кристалл - аморфное состояние» при мегапластической деформации сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$.

В качестве материала для исследования был выбран аморфный сплав в виде ленты, толщиной 50 мкм и шириной 8 мм, полученный методом спиннингования расплава в атмосфере аргона. Кристаллическое состояние было получено при последующей термической обработке аморфного состояния. Мегапластическую деформацию проводили в камере Бриджмена при гидростатическом давлении P = 4 ГПа при комнатной температуре. Реализованное в работе число полных оборотов подвижной наковальни Бриджмена составляло от 1/8 до 9. В отдельных экспериментах гидростатическое сжатие проводили без кручения.

Установлено, что при мегапластической деформации кристаллического сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ происходят циклические фазовые превращения типа «кристалл – аморфное состояние». При осуществлении последовательно нарастающих деформаций реализовано три цикла прямых и обратных фазовых переходов из кристаллического состояния в аморфное. Показано, что полученные результаты могут быть объяснены в рамках предложенной ранее модели суперпозиции различных каналов диссипации упругой энергии в процессе мегапластической деформации, которая сопровождается прямыми и обратными термоупругими мартенситными превращениями.

УДК 621.789: 669.14.019.29

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ НА ХЛАДОСТОЙКОСТЬ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ТМО

Счастливцев В. М.[1], Табатчикова Т. И.[1], Яковлева И. Л.[1], Егорова Л. Ю.[1], Гервасьева И. В.[1], Круглова А. А.[2], Хлусова Е. И.[2], Орлов В. В.[2]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
tabat@imp.uran.ru
[2]ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия,
vvv@prometey2.spb.su

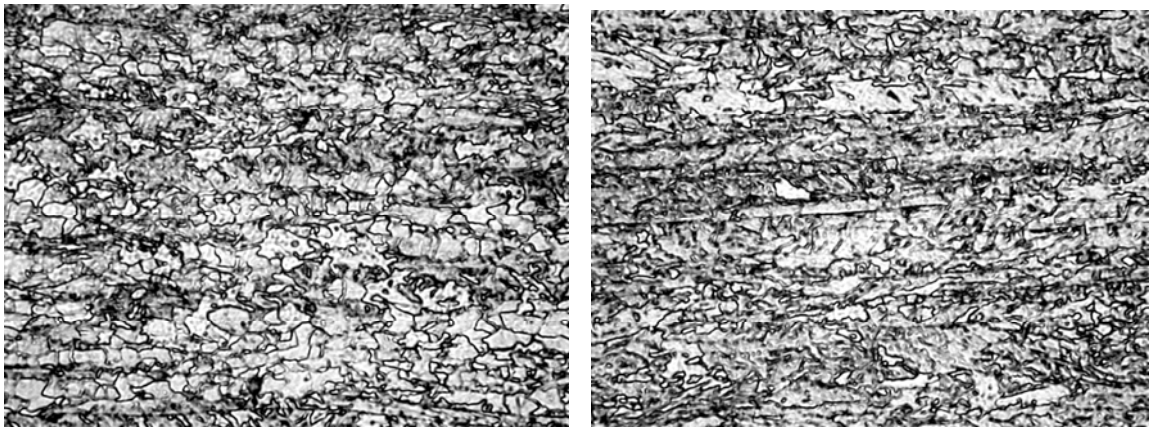
Одно из главных требований, предъявляемых к материалу листов из низкоуглеродистых низколегированных свариваемых сталей, предназначенных для изготовления трубопроводов, состоит в том, чтобы не происходило хрупкого разрушения. Очевидно, что создание дисперсной структуры должно способствовать повышению прочности и хладостойкости. Повышение механических свойств сталей в условиях

ограничения значений углеродного эквивалента с целью повышения свариваемости может быть достигнуто при использовании двухстадийной термомеханической обработки (ТМО) с ускоренным охлаждением проката. Доминирующими факторами, определяющими характер разрушения листового материала, является его структурное состояние и текстура, формирующейся при прокатке листов.

Целью работы являлось установление взаимосвязи между структурой и текстурой в листовом прокате толщиной 27 мм из стали 06Г2НДМФБ после двухстадийной ТМО по нескольким режимам в промышленных условиях, и уровнем его хладостойкости.

Механические испытания показали, что листовой прокат из стали 06Г2НДМФБ имеет высокую хладостойкость (KCV^{-40} = 278–412 Дж/см^2 , KCU^{-60} = 204–360 Дж/см^2), которая зависит от температуры окончания II стадии прокатки.

В листовом прокате из стали 06Г2НДМФБ не наблюдается явно выраженной слоистой структуры. Присутствуют неравноосные аустенитные зерна, вытянутые вдоль направления прокатки, в пределах которых при охлаждении сформировалась мелкоигольчатая бейнитная структура (рис. 1). Содержание феррита, присутствующего вблизи границ аустенитных зерен, составляет 5–7%. Ослабленных слоев металла за счет присутствия хрупких фаз или неметаллических включений по сечению листа не было, тем не менее, излом имел слоистый характер (рис. 2).



а *б*

Рис. 1. Структура листового проката из стали 06Г2НДМФБ:
а – вблизи поверхности листа, *б* – в середине листа; х 500.

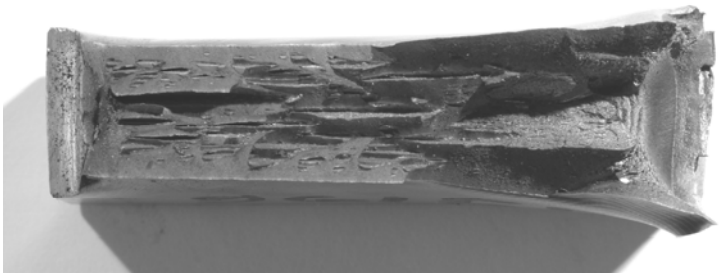
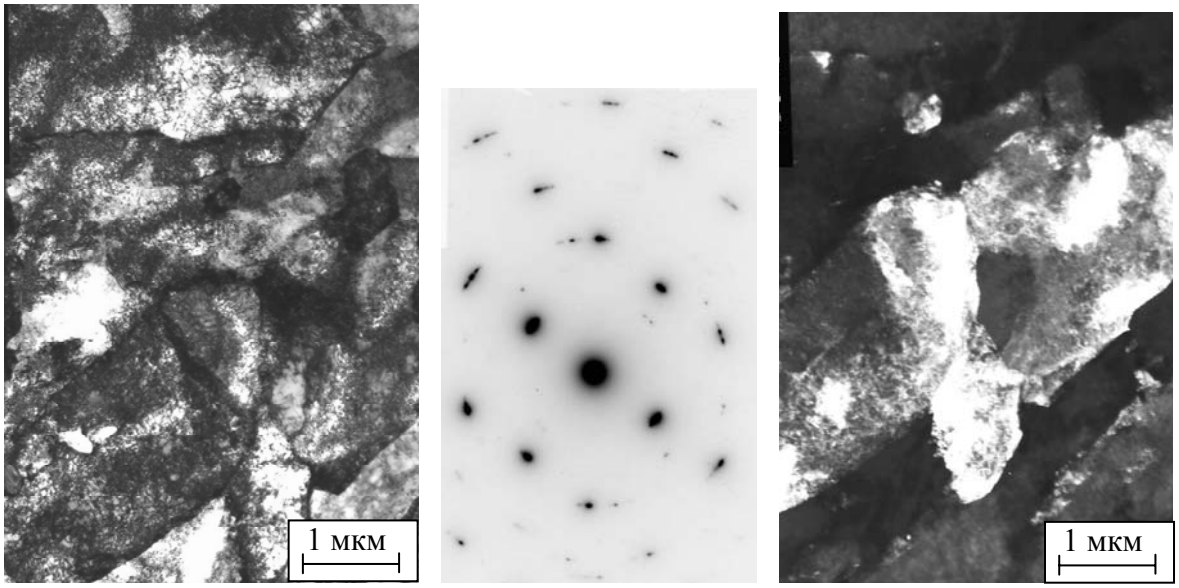


Рис. 2. Характерный вид поверхности разрушения образца из листового проката стали 06Г2НДМФБ после испытаний падающим грузом; х 1,2.

Электронно-микроскопические наблюдения показали, что бейнит не имеет выраженного реечного характера, состоит из α – кристаллов неправильной формы, разделенных на мелкие субзерна, размером 0,2–0,5 мкм (рис. 3*а*). На электронограмме видны рефлексы α-фазы с азимутальным размытием, что указывает на разориентацию субзерен относительно друг друга на угол ~5 град (рис. 3*б*). На темнопольном изображении, полученном в рефлексе α –фазы, видно, что кристаллы бейнита имеют

извилистые границы (рис. 3в). Плотность дислокаций в бейните высока и близка к плотности дислокаций, характерной для закаленных конструкционных сталей, до 10^{11} см-2, что связано с динамической полигонизацией аустенита при горячей деформации и с частичной передачей дефектов от аустенита образующейся из него при охлаждении структуре.



а *б* *в*

Рис. 3. Микроструктура листа из стали 06Г2НДМФБ: *а* – светлопольное изображение; *б*– электронограмма, плоскость фольги (110)α; *в* – темнопольное изображение в рефлексе (110)α.

Рентгеноструктурным методом с помощью анализа функции распределения ориентировок (ФРО) определена текстура в листовом прокате. Показано, что при ТМО в стали 06Г2НДМФБ возникает многокомпонентная ограниченная текстура с элементами аксиальности и с наличием следующих компонент: {113}<110>, {112}<110>, {100}<011>, {332}<113>. Обнаруженные компоненты текстуры являются результатом трансформации текстуры аустенита, формирующейся при горячей прокатке, в текстуру α-фазы бейнита при γ→α-превращении, происходящем с соблюдением ориентационной связи между γ- и α-фазами.

Установлено, что в результате двухстадийной ТМО в стали 06Г2НДМФБ формируется бейнитная структура, для которой характерны субзерна, разориентированные на 5–7 градусов. Увеличение угла разориентировки субзерен и появление текстуры свидетельствуют о существовании ротационной моды пластической деформации, что приводит к уменьшению напряжений скола $\sigma^{ск}_{z}$ за счет ослабления связи по направлению, перпендикулярному плоскости прокатки и образованию трещин расслоения.

Повышение доли кубической компоненты текстуры {100}<011> равнозначно формированию неких ослабленных поверхностей в листовом прокате и образованию трещин расслоения. Это приводит к изменению характера напряженного состояния от плоскодеформированного к плосконапряженному, что способствует повышению ударной вязкости. Показано, что изменение режимов ТМО с окончанием прокатки в аустенитной области, приводящее к увеличению доли кубической компоненты текстуры {100}<110>, сопровождается увеличением ударной вязкости (хладостойкости) листового проката из исследованной стали.

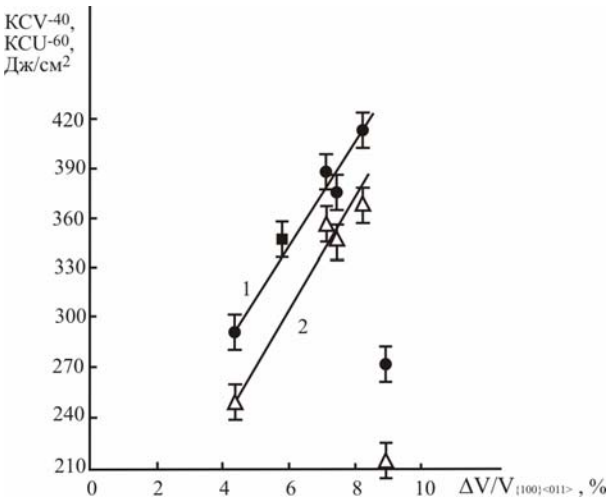


Рис. 4. Влияние объемной доли кубической компоненты в текстуре на ударную вязкость листового проката из стали 06Г2НДМФБ после ТМО:
1 – KCV^{-40}; 2 – KCU^{-60};
■ – лист из стали 06Г2НФБ

Таким образом, низкоуглеродистые стали, подвергнутые двухстадийной ТМО, имеют объемную субмикрокристаллическую структуру и обладают определенной текстурой, что в конечном итоге способствует повышению их ударной вязкости. Листовой прокат при такой обработке приобретает высокую прочность и хладостойкость (σв = 620–650 МПа, KCV^{-40} = 300–400 Дж/см^2).

Работа выполнена по плану РАН (тема «Структура»), при финансовой поддержке грантов НШ-3706.2010.3 и РФФИ 10-02-96010-р_урал_а, а также программы междисциплинарных исследований УрО РАН (проект № 09-М-12-2002) и фонда науки и образования «Интелс» (грант № 60-08-02).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТА НА СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ БЕЙНИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

Золоторевский Н. Ю.[1], Нестерова Е. В.[2], Титовец Ю. Ф.[1], Хлусова Е. И.[2]

[1]СПбГПУ,
[2]ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей». Россия, СПб
zolotorevsky@phmf.spbstu.ru

В последние десятилетия предпринимаются шаги в направлении создания компьютерных моделей, способных прогнозировать вероятные изменения структуры при вариации основных технологических параметров производственного процесса. Одной из задач такого рода является создание физической модели фазовых превращений в низкоуглеродистых низколегированных сталях на стадии охлаждения горячедеформированных заготовок. Целью термомеханической обработки в данном случае является создание субмикрокристаллического и наноразмерного структурного состояния, которое должно обеспечить оптимальное сочетание прочности и вязкости разрушения [1]. Достигается это структурное состояние путем преимущественно бейнитного превращения, проходящего в пластически деформированном аустените. Однако до сих пор не существовало физической модели, которая предсказывала бы не только кинетику бейнитной реакции, но и параметры феррито-бейнитной структуры, определяющие прочностные свойства стали.

В данной работе представлена компьютерная модель бейнитного превращения, позволяющая на основе моделирования кинетики зарождения и роста бейнита оце-

нивать параметры структуры бейнита. Предложенная модель базируется на рассмотрении механизма формирования бейнитной структуры и влияния пластической деформации аустенита на этот механизм.

Модель. В модели рассматриваются две основные формы бейнита, которые существенно различаются по морфологии α-фазы. Во-первых, это реечный бейнит (Б), состоящий из пакетов – групп однонаправлено расположенных кристаллитов, имеющих форму реек. Во-вторых, бейнит, не имеющий такой регулярной пакетной структуры, который в дальнейшем будем называть гранулярным бейнитом (ГБ). Образованию первого способствует увеличение размера зерна аустенита и повышение скорости охлаждения, а образованию второго – уменьшение размера зерна, понижение скорости охлаждения, легирование стали такими элементами как хром или молибден и, что наиболее существенно, пластическая деформация аустенита.

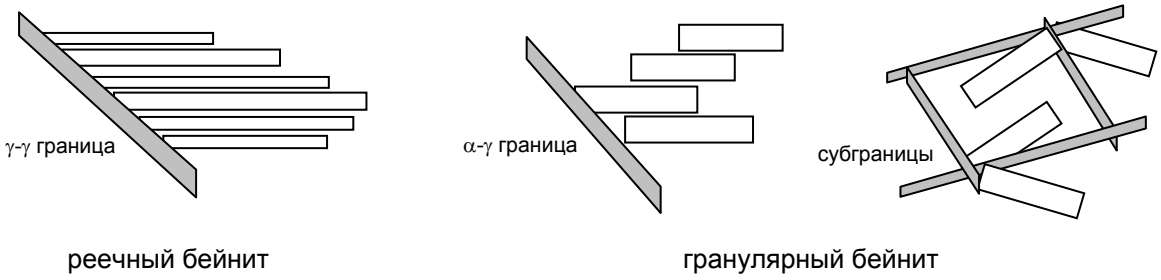


Рис. 1. Схема формирования реечного и гранулярного бейнита.

Учитывая многочисленные экспериментальные данные [2], считается, что бейнитная структура формируется за счет последовательного зарождения и роста субэлементов, имеющих форму реек (рис. 1). В случае реечного бейнита этот факт не вызывает сомнения. В случае же гранулярного бейнита это менее очевидно, поскольку кристаллиты α-фазы обычно имеют относительно равноосную форму. Однако исследования структуры, образующейся на ранних стадиях формирования ГБ, также показывают наличие субэлементов реечной формы.

В недеформированном состоянии местами зарождения бейнита являются межзеренные γ-γ и межфазные α-γ границы Деформация аустенита влияет на кинетику превращения двумя способами. Во-первых, в деформированном состоянии ускоряется зарождение первичных элементов пакета на границах аустенитных зерен. Во-вторых, появляются дополнительно новые места зарождения внутри зерна: участки границ деформационного происхождения с максимальными разориентировками. В то же время, необходимо учитывать тормозящее действие деформационной структуры: границы фрагментов и субзерен являются барьерами для роста субэлементов бейнита.

Представленная в работе модель разработана с учетом описанной выше общей картины превращения на основе современных теоретических представлений о природе бейнита, зарождении и росте бейнитных субэлементов и формировании бейнитных пакетов.

Результаты и выводы. Влияние пластической деформации аустенита на параметры структуры продуктов превращения рассмотрено на примере стали состава 0.05%C-0.29%Si-1.85%Mn-0.36%Ni-0.25%Cu-0.2%Mo-0.053%Nb (сталь категории прочности Х80). На рис. 2 представлены результаты расчета объемной доли реечного бейнита для случаев превращения из недеформированного аустенита и после 25% сжатия в аустенитном состоянии при трех различных температурах, а также примеры структур, получающихся после охлаждения со скоростью 20°/с. Согласно моде-

ли, деформация на 25% значительно уменьшает долю реечной составляющей продуктов превращения, причем тем эффективнее, чем ниже температура деформации. После деформации 50% расчет предсказывает отсутствие реечного бейнита, что также согласуется с экспериментом.

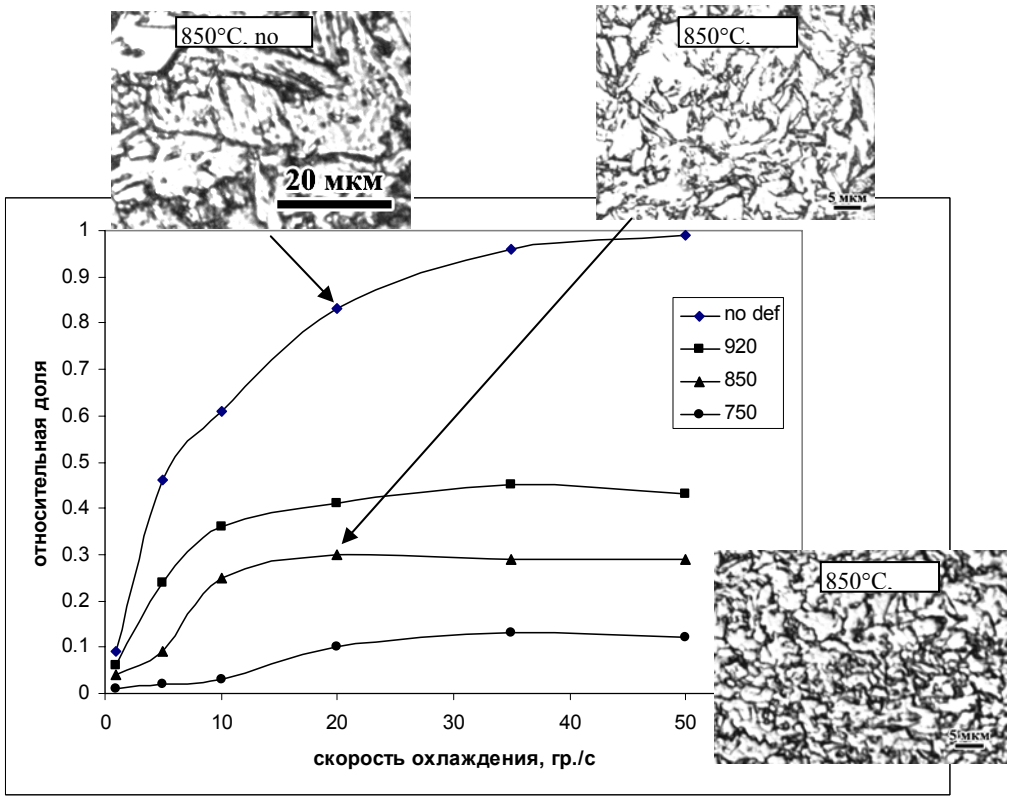


Рис. 2. Влияние температуры (указана на графике в градусах Цельсия) деформации аустенита (e = 25%) на относительную долю реечного бейнита в стали X80.

На рис. 3 показано, как деформация влияет на размер характерного элемента микроструктуры стали. Из модельных расчетов следует, что эффект относительного измельчения структуры зависит не только от степени деформации аустенита, но и от скорости охлаждения. Это согласуется с представленными на графике средними размерами структурных элементов, экспериментально определенными с помощью метода дифракции обратно отраженных электронов.

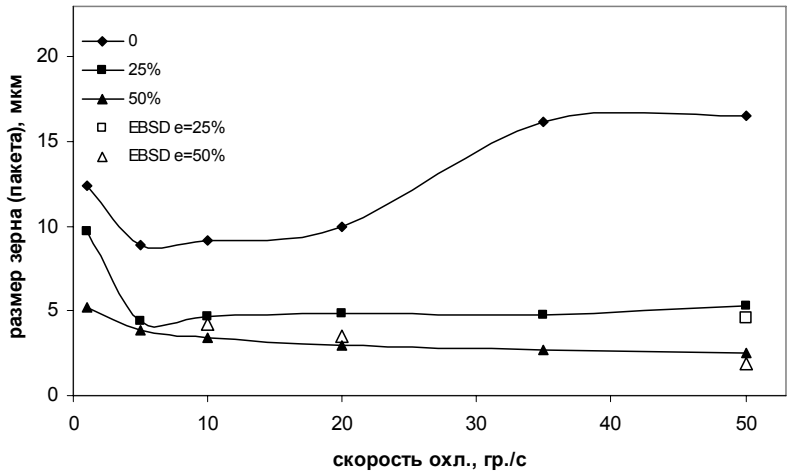


Рис. 3. Моделирование влияния степени деформации на размер микроструктурного элемента в зависимости от скорости охлаждения (температура деформации 850°C).

Как показывают приведенные выше результаты, разработанная модель описывает эффекты влияния деформации аустенита на структуру малоуглеродистых малолегированных сталей. Модель позволяет предсказать влияние температуры и степени деформации на изменение доли структурных составляющих и на характерный размер элемента превращенной структуры в зависимости от скорости охлаждения.

Список литературы

1. В.В. Рыбин, Е.И. Хлусова, Е.В. Нестерова, М.С. Михайлов, Вопросы материаловедения, 2007, № 4(52), с. 329-340.
2. H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in steels. The Institute of Materials, London, UK 2001, 454 p.

УДК 669.24’783:539.389.1

ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫЕ ДИСЛОКАЦИИ И ПРОБЛЕМА УПРОЧНЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Козлов Э. В., Тришкина Л. И., Черкасова Т. В., Конева Н. А.

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

Развитие физики прочности позволяет сформулировать основные аспекты концепции упрочнения поликристаллов. Современное состояние ее описано и проиллюстрировано экспериментальными данными в настоящей статье. При изложении концепции рассмотрим принципиальные проблемы упрочнения поликристаллов. Поскольку основным механизмом упрочнения металлического поликристалла является накопление в его зернах дислокаций, а основным параметром упрочнения является скалярная плотность дислокаций ρ [1, 2], то именно эта характеристика в дальнейшем рассматривается. Известно, что скалярная плотность дислокаций подразделяется на плотность ρ_S статистически запасенных дислокаций (СЗД) и плотность ρ_G геометрически необходимых (ГНД) [3-5]. Целью настоящей работы явилось определение роли этих компонент в упрочнении металлических поликристаллов. Количественные данные о плотности дислокаций в настоящей работе базируются на основе измерения методом ПЭМ. Объектом исследования являлись поликристаллические образцы сплавов Cu-Mn с различным содержанием Mn и различным размером зерен. Концентрация Mn варьировалась в интервале 0,4…25 ат.%Mn, а размер зерен находился в интервале 20…240 мкм. Деформация образцов осуществлялась растяжением при комнатной температуре на машине типа Instron.

1. *Дислокационное упрочнение.* Известно, что при деформации поликристаллического агрегата в его зернах накапливается высокая плотность дислокаций. Дислокации препятствуют скольжению других дислокаций и упрочняют материал в соответствии с соотношением [1, 2]:

$$\Delta\sigma_1 = m\alpha\mu b\rho^{1/2}. \qquad (1)$$

Здесь $\Delta\sigma_1$ – дислокационный вклад в сопротивление деформированию, m – ориентационный множитель, α – параметр, определяющий междислокационное взаимодей-

ствие, μ – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса. В современной литературе эти дислокации называются статистически запасенными [3 – 5].

2. *Поликристаллическое упрочнение.* Поликристаллический агрегат создает несколько механизмов упрочнения. Прежде всего – это торможение скользящих дислокаций границами зерен (ГЗ). Его вклад ($\Delta\sigma_2$) определяется соотношением Холла-Петча [6, 7]:

$$\Delta\sigma_2 = kd^{-1/2}, \qquad (2)$$

где k – коэффициент Холла–Петча, d – средний размер зерен в поликристаллическом агрегате. Экспериментальные данные свидетельствуют, что соотношение Холла-Петча выполняется для твердых растворов системы Cu-Mn. Соответствующие результаты представлены на рис.1.

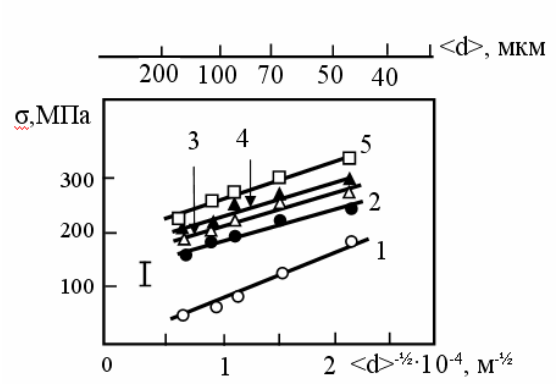


Рис.1. Зависимость напряжения течения от обратной величины корня квадратного из размера зерен (<*d*>) для сплавов Cu–Mn:
1 – Cu+0,4ат.%Mn; 2 – Cu+6ат.%Mn;
3 – Cu+13ат.%Mn; 4 – Cu+19ат.%Mn;
5 – Cu+25ат.%Mn; ε = 10%, $T_{деф}$ = 293К.

3. *Геометрически необходимые дислокации.* Известно, что торможение сдвига на ГЗ приводит к дополнительному накоплению дислокаций. Эти дислокации называются геометрически необходимыми [3, 4]. Соотношение (1) в этом случае можно записать как:

$$\Delta\sigma_1 = m\alpha\mu b(\rho_S + \rho_G)^{1/2}. \qquad (3)$$

Торможение дислокаций границами зерен является более значительным, чем торможение другими дислокациями. В поликристалле появляется значительный вклад в плотность дислокаций, обусловленный наличием геометрически необходимых дислокаций (ГНД) с плотностью ρ_G [5, 8]:

$$\rho_G = \frac{1}{b}\frac{\partial\varphi}{\partial l} = \frac{\chi}{b} = Rb^{-1} = \rho_{\pm}, \qquad (4)$$

где $\partial\varphi/\partial l$ – градиент разориентировки кристалла (φ – угол наклона кристаллографической плоскости, l – расстояние), χ – кривизна – кручение кристаллической решетки, R – радиус кривизны кристалла, $\rho_{\pm}$ – избыточная плотность дислокаций ($\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_-$, где ρ_+ и ρ_- – плотность дислокаций разного знака). Градиент непрерывной разориентировки $\partial\varphi/\partial l$ определяется по смещению изгибного экстинкционного контура при наклоне образца в электронном микроскопе [9]. Геометрически необходимые дислокации возникают вследствие изгиба кристаллической решетки или градиента деформации. Наличие ГНД увеличивает общую плотность дислокаций ρ. Скалярная плотность дислокаций ρ и ее компоненты ρ_S и ρ_G были измерены на сплавах с четырьмя различными концентрациями Mn для разных размеров зерен. При этом величина ρ_S определялась по формуле [10]:

$$\rho_S = \rho - \rho_G. \qquad (5)$$

Для двух сплавов данные представлены на рис. 2. Из рис.2 хорошо видно, что основной вклад в ρ дают статистически запасенные дислокации, а вклад геометрически необходимых дислокаций в 1,5 – 2 раза меньше. Следовательно, при размере зерна <*d*> = 20…120 мкм вклад геометрически необходимых дислокаций в упрочне-

ние будет меньше, чем вклад статистически запасенных дислокаций. При небольшом размере зерен (20…40 мкм) ρ_S заметно превосходит величину ρ_G. С увеличением среднего размера зерна скалярная плотность дислокаций уменьшается, при этом величины ρ_S и ρ_G также уменьшаются и сближаются между собой (рис.2). Эти результаты свидетельствуют, что зависимости ρ_S и ρ_G от среднего размера зерен не так просты и очевидны, как предполагалось в [3, 4]. Поэтому необходимы дальнейшие детальные измерения компонент дислокационной структуры ρ_S и ρ_G при разных размерах зерен, температурах и степенях деформации.

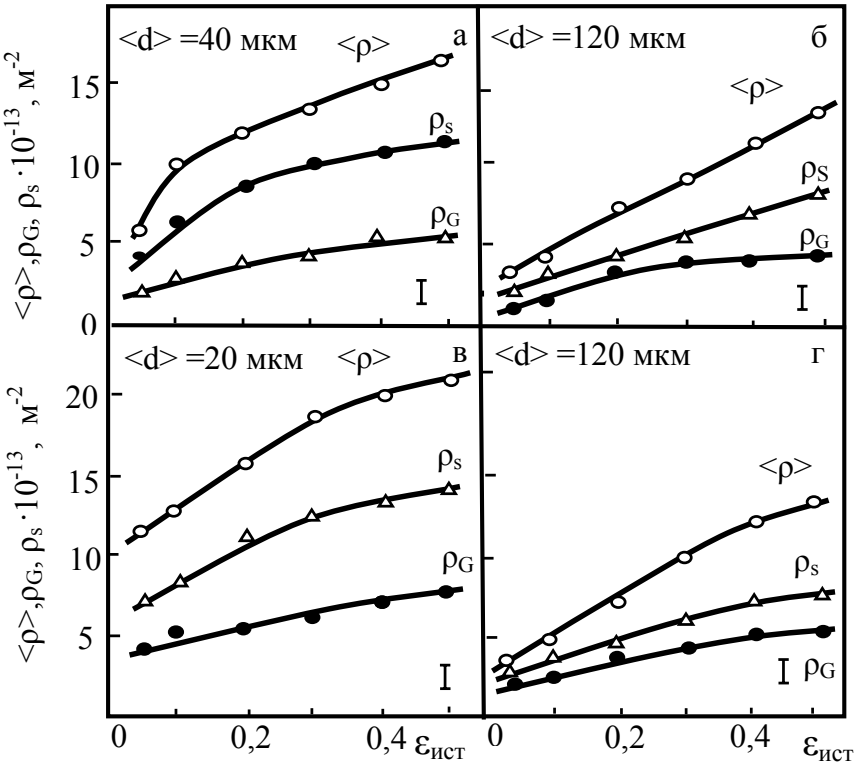


Рис.2. Зависимость средней скалярной плотности дислокаций (ρ), плотности статистически запасенных (ρ_S) и геометрически необходимых (ρ_G) дислокаций для разных размеров зерен (<*d*>) для сплавов Cu–Mn: *а, б* – Cu+6ат.%Mn; *в, г* – Cu+19ат.%Mn. $T_{деф}$=293К

Список литературы

1. Mitchell T. E //Progress in Applied Material Research. Eds E. G. Stanford et al. V.6. – London: A. Heywood Book, 1964. – P.116-237.
2. Cottrell A. H. // Dislocations in solids. V.11. Eds. F. N. R. Nabarro and M. S. Dusbery. – Amsterdam...Tokyo: Elsevier, 2002. – P.7-18.
3. Ashby M.F. //Phil. Mag. – 1970. – V.21. – №170. – P.399-424.
4. Ashby M.F. //Strengthening methods in crystals. Eds A. Kelly and R. B. Nicholson. - London: Applied Science Publishers LTD, 1971. – P.137-190.
5. Courtney T.H. Mechanical behavior of materials. - Singapore: Mc. Graw Hill International Editions, 2000. – 733p.
6. Hall E.O. //Proc. Phys. Soc. – 1951. – V.64B. – P.747-753.
7. Petch N.J. //J. Iron Steel Inst. – 1953. – V.174. – P.25-28.
8. Конева Н.А., Попова Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. //Известия Вузов. Физика. – 2009. – Т.52. – №9/2. – С.5-14.
9. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I. //Mat. Sci. Eng. – 2001. – V.A319-321. – P.156-159.
10. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. //Физ. Мезомех. – 2009. – Т.12. - №4. – С.93- 106.

УДК 669.24’783:539.389.1

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАКОПЛЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Конева Н. А., Тришкина Л. И., Черкасова Т. В., Козлов Э. В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
koneva@tsuab.ru

Введение. Проблема скалярной плотности дислокаций, участвующих в пластической деформации поликристаллов, пока полностью не решена. К настоящему моменту имеются лишь отдельные сведения о накопленной в зернах поликристаллов скалярной плотности дислокаций (ρ). Некоторые авторы утверждают [1-3], что скалярная плотность дислокаций зависит от среднего размера зерна (d) и что эта зависимость близка к

$$\rho \sim \frac{\varepsilon}{d}, \qquad (1)$$

где ε – степень деформации. Информацию о плотности дислокаций, как правило, получают при изучении тонких фольг методом ПЭМ. Заметим, что к настоящему моменту чаще плотность дислокаций измерялась на монокристаллах, чем на поликристаллах [4]. В большинстве случаев это были чистые металлы, реже твердые растворы или многофазные материалы. Чистые металлы в этом плане являются менее надежным объектом исследования, поскольку дислокации в них весьма подвижны и легко перестраиваются и покидают образец. Многофазные материалы имеют тот недостаток, что в них возникают значительные поля напряжений, которые релаксируют при разгрузке образца, что приводит к значительному перераспределению дислокаций. Наиболее удачным объектом для исследования дислокационной структуры в металлических материалах являются твердые растворы. Во-первых, в этом случае силы трения в плоскости скольжения удерживают дислокации в материале, во-вторых, внутренние напряжения в них не очень велики по сравнению с многофазными материалами и поэтому перераспределение дислокаций при утонении фольги незначительно.

Постановка задачи и материал исследования. Цель настоящей работы: определение скалярной плотности дислокаций, участвующих в деформации и формирующих дислокационную структуру в поликристаллах твердых растворов на основе меди с различным средним размером зерен. Тем самым предполагается исследовать зависимость плотности дислокаций от среднего размера зерна.

ГЦК твердые растворы Cu-Mn в свете вышесказанного представляют удачный объект для исследования [5]. Растворимость марганца в меди достигает 25…30 ат.% при умеренных температурах. Исследование механических свойств и дислокационной структуры твердых растворов системы медь-марганец представляет интерес по нескольким причинам: во-первых, твердые растворы системы Cu-Mn достаточно однородны, во-вторых, с ростом концентрации марганца растет параметр кристаллический решетки и величина твердорастворного упрочнения, в-третьих, содержание марганца слабо влияет на энергию дефекта упаковки, которая при легировании марганцем изменяется в пределах 38…54 мДж/м^2. В настоящей работе были исследованы поликристаллические образцы твердых растворов меди, содержащих 0.4, 6, 13 и 19 ат.% Mn.

Методика эксперимента. Сплавы выплавляли в индукционной печи в атмосфере аргона. Полученные слитки прокатывали в ленты толщиной 1.0 мм и штамповали образцы-лопатки с размером рабочей части 120×12×1 мм. Были выбраны специальные режимы термообработки, обеспечивающие у образцов с различной концентрацией Mn необходимый размер зерен в интервале 20…240 мкм. Это интервал мезоуровня. Фольги изучали в электронных микроскопах ЭМВ-100 АК и «Tesla BS-540», снабженных гониометром с наклоном и прецессией. Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 30000. По микрофотографиям методом секущей измерялась скалярная плотность дислокаций.

Результаты и их обсуждение. Скорость накопления скалярной плотности дислокаций сильно зависит от размера зерна. Это хорошо видно из рис. 1, на котором представлены зависимости скалярной плотности дислокаций от степени деформации для разных размеров зерен исследуемых сплавов для $T_{деф}$=293 К. Уже при небольших деформациях (ε≈0,05) образцы с разным размером зерна демонстрируют разную скалярную плотность дислокаций. С увеличением степени деформации это различие становится еще более заметным. Концентрация твердого раствора на накопление плотности дислокаций оказывает значительное, но меньшее влияние, чем размер зерна.

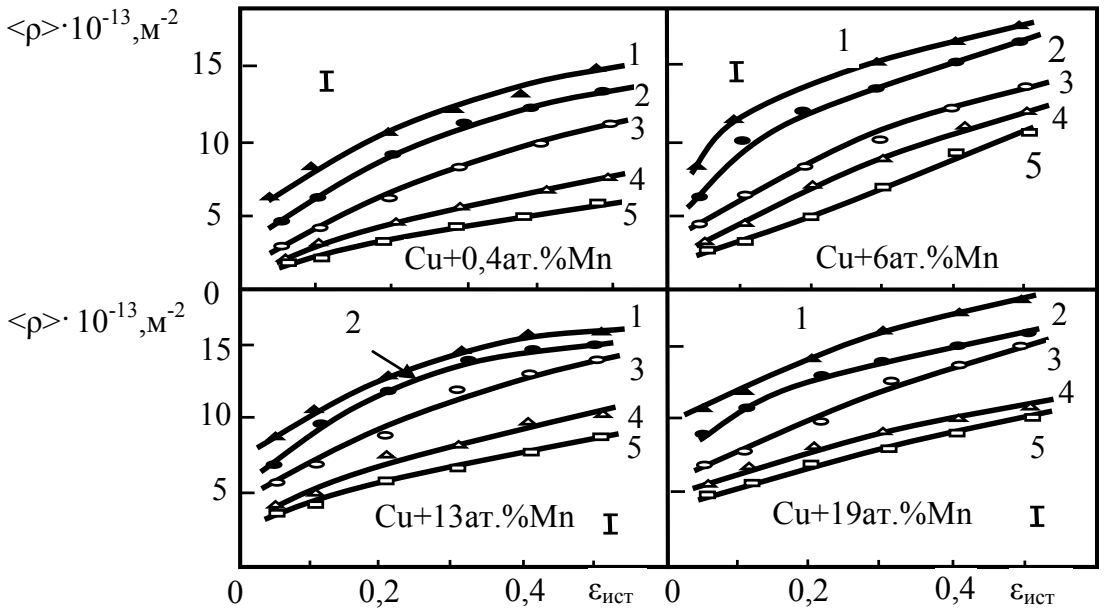


Рис.1. Зависимость средней скалярной плотности дислокаций (<ρ>) от степени деформации (ε) для разных концентраций твердого раствора при размерах зерен (<*d*>):
1 – *d* = 20мкм; 2 – *d* = 40мкм; 3 – *d* = 60мкм; 4 – *d* =120мкм; 5 – *d* = 240мкм. $T_{деф}$=293К

На рис.2 представлены данные о плотности дислокаций для разных температур деформации. Эти данные показывают, что при среднем размере зерна <*d*> = 60 мкм увеличение температуры деформации снижает значение плотности дислокаций.

Можно утверждать, во-первых, что накопленная скалярная плотность дислокаций увеличивается с ростом концентрации твердого раствора или, по-другому, с ростом твердорастворного упрочнения [5]. Во-вторых, с уменьшением среднего размера зерна скалярная плотность дислокаций возрастает. В-третьих, ρ увеличивается с уменьшением температуры деформации. Ряд авторов предполагают [1–3], что плотность дислокаций с изменением среднего размера зерна изменяется в соответствии с соотношением (1). В настоящей работе выполнена экспериментальная проверка этого соотношения. Установлено, что в интервале размеров зерен 60…240 мкм соотно-

шение (1) хорошо выполняется (рис.3). Если же интервал размеров зерен более значителен, то зависимость $\rho = f(d^{-1})$ отклоняется от линейной.

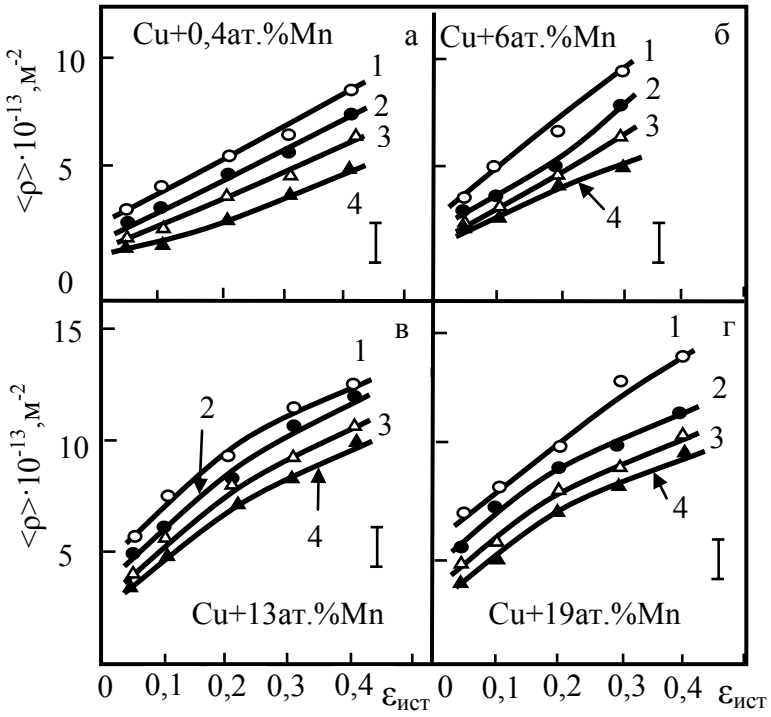


Рис.2. Зависимость средней скалярной плотности дислокаций (ρ) от степени деформации (ε) при разных температурах испытания (*T*):
1 – *T*= 293К; 2 – *T*= 473К;
3 – *T*= 573К; 4 – *T*= 673К.
Размер зерна <*d*>=60мкм

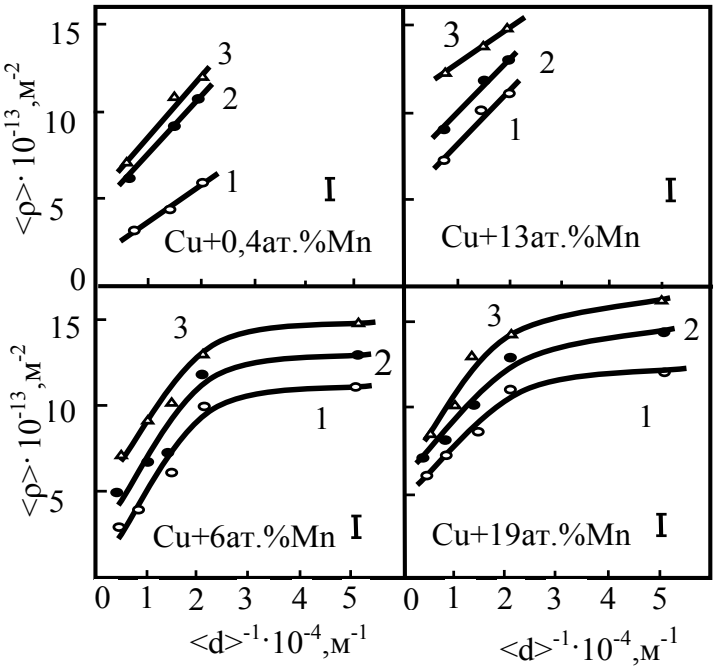


Рис.3. Зависимость средней скалярной плотности дислокаций (ρ) от обратной величины среднего размера зерен ($<d>^{-1}$) в медно-марганцевых сплавах при разных степенях деформации: 1– ε = 10%; 2 – ε = 20%; 3 – ε = 30%.
$T_{деф}$ = 293К

Список литературы

1. Конрад Х. //Сверхмелкое зерно в металлах. Пер. с англ. Под редакцией Л.К. Гордиенко. – М.: Металлургия, 1973. – С.206-219.
2. Орлов А.Н. //ФММ. – 1977. – Т.44. – №5. – С. 966- 970.
3. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. – Киев: Наукова Думка, 1987. – 256с.
4. Hansen N., Haung X. //Acta met. – 1998. – V.46. – №5. – P.1827-1836.
5. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Конева Н.А. //Кристаллография. – 2009. – Т.54. – №6. – С.1087-1096.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СОВРЕМЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ЛОКАЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Головин Ю. И.
Наноцентр Тамбовского Государственного Университета им. Г. Р. Державина, Тамбов, Россия.
golovin@tsu.tmb.ru

Для характеризации разрушения и оценки трещиностойкости разработано множество способов. В частности, механика разрушения в качестве меры сопротивления квазихрупкому разрушению предлагает использовать критический коэффициент интенсивности напряжения K_{1c}. В более широком контексте часто используют термин вязкость разрушения (ВР) – fracture toughness, который не предполагает конкретного метода определения этой величины.

Экспериментальное определение K_{1c} осуществляют на образцах стандартизованных размеров и формы, с заранее введенной трещиной известной длины, испытывая его на одноосное растяжение или изгиб и доводя до полного разрушения. Величина критических напряжений σ_c, соответствующая страгиванию зародышевой трещины длиной l, и определяет K_{1c} ($K_{1c} = \kappa_f \sigma_c \sqrt{l}$, где κ_f – безразмерный коэффициент, зависящий от геометрии образца и схемы нагружения). Эти методы входят в национальные стандарты практически всех индустриально развитых стран (см., например [1]), а получаемые результаты многократно описаны в литературе (см., например [2]). Следует отметить, что реализация этих тестов требует большого числа специально подготовленных образцов с наведенной трещиной, что предопределяет их высокую материало- и трудоемкость. Поэтому замена стандартных методов более простыми средствами характеризации трещиностойкости весьма желательна. Один из возможных путей – использование наноиндентирования, доводящего материал до локального разрушения. В работе дан обзор методов измерения ВР посредством наноиндентирования [1].

Для характеризации сопротивления разрушению в микрообъеме или компонентах микросистемной техники с размерами << 1 мм используют острые пирамидальные инденторы. Наибольшее распространение получил индентор Викерса. В последние годы стали применять и более острые инденторы – Берковича и угол куба, которые инициируют разрушение при меньших нагрузках, чем индентор Викерса.

В 70-е годы Эванс, Анстис, Лаун, Маршалл, Свейн и др. разработали количественный метод определения ВР с помощью индентирования пирамидой Викерса. В нем величина K_c находится по длине трещин c, образующихся в углах отпечатка при известной нагрузке P. Однако, в отличие от K_{1c}, дать строгую теоретическую интерпретацию и на ее основании формулу для определения K_c весьма затруднительно. С другой стороны, как и все другие методы испытания, использующие локальное нагружение, определение трещиностойкости таким способом отличается простотой, экспрессностью, низкой стоимостью и не требует специально подготовленных образцов. При этом на одном образце или реальной детали можно провести множественные испытания и выявить статистические закономерности разрушения. Последние в целом согласуются со статистической теорией разрушения Вейбула. Простота и доступность обеспечили этим методам большое распространение в инженерной практике. Исследован большой круг материалов, предложено свыше 30 формул, связывающих K_c с величиной нагрузки P и длиной образовавшейся трещины c. Имеется несколько обстоятельных обзоров [3,4], обобщающих итоги применения этих методов и эмпирических расчетных формул для оценки трещиностойкости керамик, стекол, высокопрочных сплавов и т.п. в период с 70-х по 90-е годы прошлого века.

Выработан ряд рекомендаций по проведению таких тестов. Наиболее существенные из них сводятся к следующему [3]:

1. Тестируемая поверхность должна быть свободна от внутренних напряжений, для чего следует устранить приповерхностный слой, упрочненный предыдущей механической обработкой, на глубину не менее 1 мкм с помощью аккуратной полировки.
2. При измерении длины трещин оптическими методами для опеспечения приемлемой точности целесообразно использовать нагрузку не менее 50 Н.
3. Для уменьшения влияния области пластической деформации под индентором и связанных с ней напряжений на размер трещин в углах отпечатка целесообразно иметь отношение длины трещины c к половине диагонали отпечатка a не менее 2,3 … 2,5.
4. Толщина образца должна превышать длину трещины не менее, чем в 20 раз.
5. Для уменьшения погрешности, связанной с замедленным ростом длины трещины после индентирования, необходимо измерять c как можно быстрее после разгрузки.
6. Для более точной оценки K_c внутри одного класса материалов целесообразно принимать в качестве расчетного то соотношение из большого количества опубликованных, которое было получено именно для этого класса материалов. При необходимости еще более точного определения K_c желательно провести коррекцию эмпирических коэффициентов, входящих в расчетное соотношение, используя эталонный образец, трещиностойкость которого определена независимым методом.

При соблюдении этих условий различие между величиной K_c и K_{1c}, определенной традиционными методами, обычно не превышает 30%, а внутри одного класса материалов – 15%. Возможно, такая точность недостаточна для абсолютных измерений, но она имеет достаточную относительную точность (~ 10%), позволяет ранжировать материалы по трещиностойкости и, как правило, обеспечивает тот же порядок в рейтинге, что и традиционные методы. Тем более индентирование дает возможность проводить относительные измерения вариаций трещиностойкости при изменении режимов получения и обработки одного и того же материала или родственных материалов. Эти выводы были подтверждены большим числом работ, появившихся в последние годы. В них проводили исследования адекватности и точности методик определения трещиностойкости методами локального нагружения и сравнивали их с традиционными стандартизованными испытаниями.

Несмотря на очевидные преимущества и успехи описанных методов, а также удобство использования индентирования для определения вязкости разрушения, нельзя не упомянуть и о критическом отношении к этому подходу, существующем среди некоторых специалистов. Их наиболее принципиальные контраргументы сводятся к следующему.

1. Механика разрушения вводит для оценки вязкости разрушения критический коэффициент интенсивности K_{1c} для уже существующей, специально введенной одиночной трещины, стартующей в поле однородных приложенных напряжений в образце оговоренной формы и размеров. Трещина начинает движение в момент достижения критического состояния и быстро распространяется через весь образец. Для этого критического состояния и рассчитывается K_{1c}. При индентировании трещине сначала необходимо зародиться. Затем она начинает расти в высокоградиентном трехмерном поле напряжений, создаваемом острым индентором и искаженном близко расположенной зоной интенсивной пластической деформации. При этом она не пересекает образец, а останавливается на некотором расстоянии от центра отпечатка. И именно длина заторможенной, а не стартующей

трещины, как при определении K_{1c}, и является определяющей при вычислении K_c по результатам индентирования.

2. Внутренние напряжения сдеформированной зоны продолжают действовать и после разгрузки индентора, что вызывает замедленный рост трещины в течение длительного времени после проведения теста.
3. Трещина в окрестности отпечатка практически никогда не бывает одиночной. Напротив, обычно возникает система взаимодействующих между собой трещин, часть из которых (например, латеральные) остаются скрытыми от наблюдателя, как и форма фронтов трещин, наблюдаемых с поверхности. Все это вместе взятое не позволяет построить строгую теорию определения критического коэффициента интенсивности напряжений для трещин, генерируемых локальным нагружением.
4. Обилие предложенных эмпирических формул для определения K_c, некоторого аналога K_{1c}, создает почву для произвола в их выборе. Получаемые значения K_c, будучи вычисленным по различным соотношениям, могут отличаться для одного и того же материала на десятки процентов, а иногда и в несколько раз. Обычно хорошее согласие K_c и K_{1c} получают только в том случае, когда используют для вычисления K_c то соотношение, которое было получено при испытании именно данного класса материалов. Коррекция коэффициентов, проведенная по данным, полученным на одном из материалов группы, как правило, улучшает положение для всей группы родственных материалов, но не гарантирует этого.

Признавая эту критику вполне обоснованной и в принципе справедливой, все-таки отметим, что в ряде случаев определение K_c методом индентирования может быть весьма полезным, а в наномеханике – и единственно возможным [5]. Как минимум, оно позволяет проводить сравнительные оценки вязкости разрушения образцов родственных материалов в процессе разработки и оптимизации их состава и технологии получения, с чем соглашается большинство авторов, даже настроенных критически.

Список литературы

1. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. М.: Изд-во стандартов. 1985. 61 с.
2. Nose T., Fujii T. Evaluation of fracture toughness for ceramic materials by single-edge-precraced-beam method / J. Am. Ceram. Soc. 1988. V. 71.P. 328 – 333.
3. Hansson T., Warren R., Wasen J. Fracture anisotropy and toughening mechanisms of hot-pressed alumina reinforced with silicon carbide whiskers / J. Am. Ceram. Soc. 1993. V. 76. P. 841 – 848.
4. Новиков Н.В., Дуб С.Н., Булычев С.И. Методы микроиспытаний на трещиностойкость (обзор) / Заводская лаборатории. 1998. Т.54.№7. С. 60 – 67.
5. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009. 312 с.

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИТАН–ТРИАЛЮМИНИД ТИТАНА

Пацелов А. М., Рыбин В. В.*, Гринберг Б. А., Иванов М. А. , Антонова О. В., Кругликов Н. А.**

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
patselov@imp.uran.ru
**Северо-Западное Отделение Академии инженерных наук им. А.М. Прохорова, Санкт-Петербург, Россия*
*** Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, Киев, Украина*

Слоистые композиты металл-интерметаллид - новый класс конструкционных и многофункциональных материалов, получение которых основано на реакционном спекании фольг химически активных металлов [1]. Одним из способов преодоления низкой пластичности и вязкости интерметаллидов является создание композитов, в которых за вышеупомянутые свойства отвечала бы металлическая составляющая.

Результаты работ [2, 3] свидетельствуют о том, что для повышении вязкости композитного материала наиболее эффективной является слоистая морфология и лишь после нее морфология волокна и частицы. Однако преимущества слоистого композиционного материала не исчерпываются лишь высокими значениями прочности и жесткости интерметаллической фазы и высокой вязкостью металлической составляющей. Геометрия слоистой структуры позволяет путем изменения соотношения толщин металлической и интерметаллидной составляющих добиваться необходимого уровня механических свойств композиционного материала. Требуемое соотношение толщин в слоистом композите металл-интерметаллид, в свою очередь, обеспечивается таким подбором толщин исходных металлических пластин, при котором один из компонентов расходуется полностью на образование интерметаллида. Оставшиеся неизрасходованными объемы второго компонента будут отвечать за пластичность и вязкость металлической составляющей композита.

На примере системы Ti–Al авторы настоящей работы представляют первые результаты исследований микроструктуры и некоторых механических свойств слоистых композитов типа металл – интерметаллид для случая, когда интерметаллическая реакция была прервана в ходе реакционного спекания. В этом случае, наряду с образовавшимся в процессе реакции триалюминидом титана (Al_3Ti), металлическая часть слоистого композита представлена как титаном, так и неизрасходованным алюминием. Поскольку для слоистых композитов с прерванной интерметаллической реакцией информация о каких бы то ни было механических свойствах в научной литературе отсутствует совсем, то настоящая работа восполняет этот пробел.

Сборка чередующихся по слоям титановых и алюминиевых фольг подвергалась сжатию в специальной оснастке при определенном усилии и последующему спеканию при различных температурах, не превышающих температуру плавления алюминия. В отличии от диффузионной сварки, данный процесс проводили в воздушной атмосфере. В зависимости от продолжительности выдержки при выбранной температуре спекания, изменялась толщина интерметаллидного слоя. После спекания, для проведения структурных исследований и измерения механических свойств, на электроискровом станке вырезались соответствующие образцы, готовились металлографические шлифы. Для измерения толщины слоев композита использовали изображения, полученные методами оптической (ЭПИТИП-2) и сканирующей (Quanta FEI с микроанализатором) электронной микроскопии. Рентгеноструктурный анализ фазового состава проводили на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматизиро-

ванном Cu-K_α-излучении. Испытания на ударный изгиб проводили на образцах с V-образным надрезом на инструментированном маятниковом копре Tinius Olsen IT 542 (США) при комнатной температуре. Максимальная запасенная энергия копра 542 Дж, скорость удара 5.47 м/с. Испытания на сжатие и статический изгиб проводили на универсальной испытательной машине фирмы Zwick/Roel с преднагрузкой 10 Н и скоростью испытания 1 мм/мин.

Формирование композита определяется двумя процессами - диффузией и реакционной диффузией. На начальных стадиях образуются кластеры атомов (3Al+1Ti), затем растут островки интерметаллида, идет диффузия через интерметаллический слой и новые кластеры пристраиваются к уступам на уже образовавшемся интерметаллическом слое. Представление о форме кластеров триалюминида и их пространственном положении на границе раздела исходных металлов можно получить по результатам сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, представленным микрофотографиями на рис. 1 *а, б.*

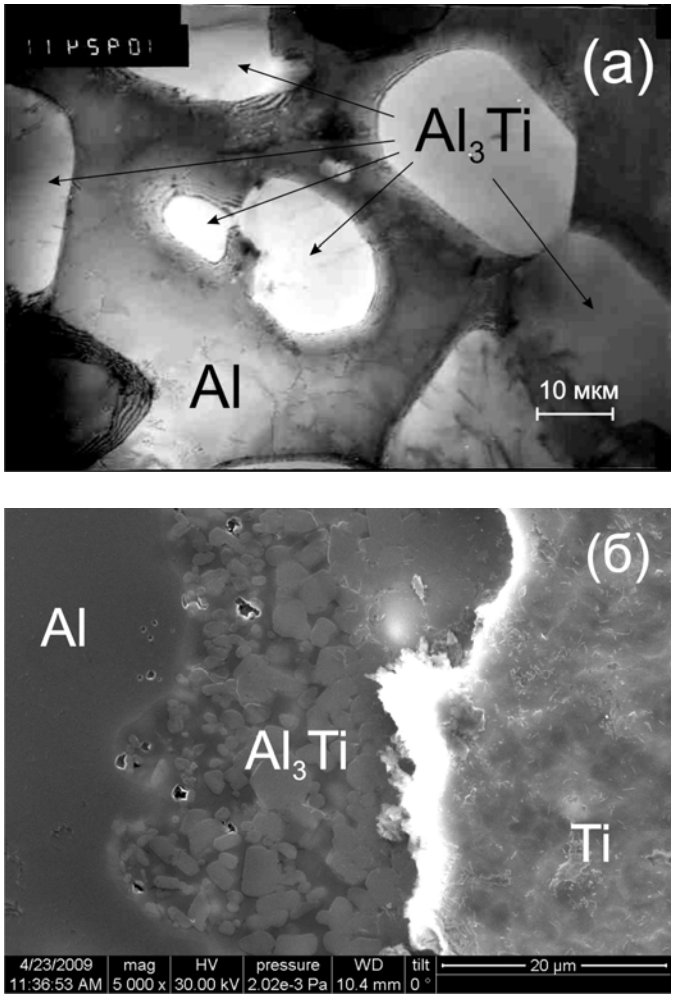


Рис. 1. ПЭМ: глобулярные образования зерен триалюминида титана (*а*); СЭМ: подстраивание новых кластеров на уступах растущего слоя интерметаллида (*б*)

Очевидно, что наблюдаемые на рис. 1а кластеры имеют округлую форму типа глобул различных размеров, и рост всего интерметаллидного слоя происходит за счет присоединения новых кластеров к уступам растущего слоя (рис. 1*б*).

По результатам рентгеновской дифрактометрии в образцах слоистых композитов, полученных путем прерывания интерметаллической реакции в процессе спекания, удается надежно идентифицировать линии α-фазы титана, линии алюминия, фазы Al_3Ti со структурой $D0_{22}$ и некоторое количество оксидной фазы Al_2O_3. Наличие фазы Al_2O_3 обусловлено тем, что процесс спекания проводится в обычной воздушной атмосфере. Характерно, что после полного прохождения интерметаллической реакции на дифрактограммах полученных композитов отсутствуют линии алюминия, что свидетельствует о его полном исчезновении. Также можно отметить исчезновение линии (113) от оксидной фазы Al_2O_3, что говорит о возможном растворении оксидов при росте интерметаллической фазы Al_3Ti. Для композита с чередованием слоев Al_3Ti (13 мкм)–Al (53 мкм)–Al_3Ti (13 мкм) – Ti (92 мкм) при статическом изгибе для нагрузки, приложенной поперек слоев, получены следующие значения прочностных характеристик: временное сопротивление при изгибе 396–432 МПа, угол изгиба при макси-

мальной нагрузке от 12 до 15 градусов. Пример диаграммы нагружения при изгибе приведен на рис. 2.

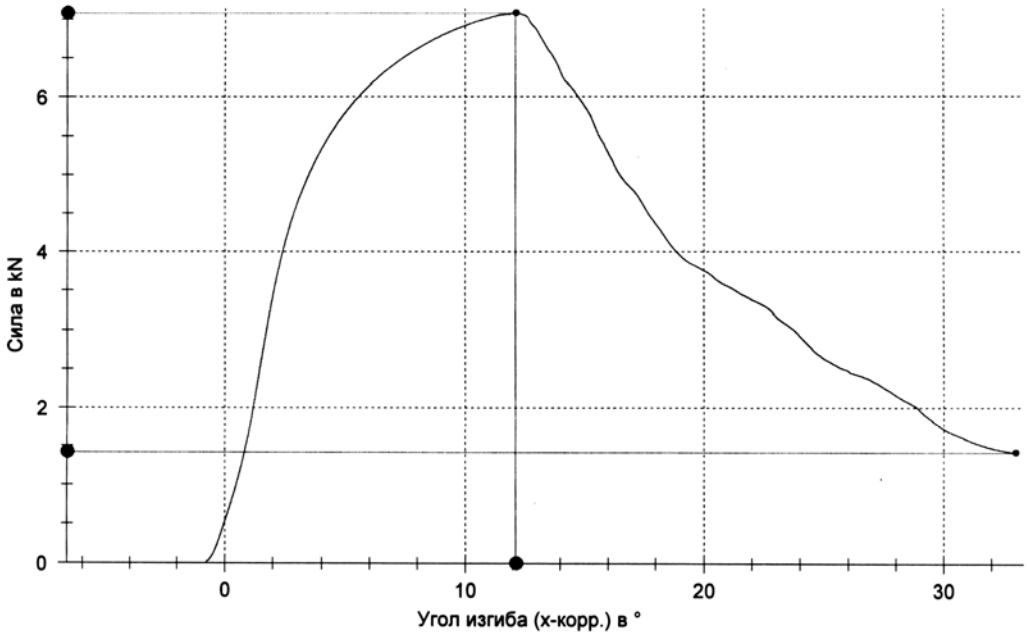


Рис. 2. Диаграмма "нагрузка – угол изгиба" для образца слоистого композита с прерванной интерметаллической реакцией

Измерения свойств при сжатии проводились с приложением нагрузки как вдоль, так и поперек слоев композита. Отличие приведенных характеристик для продольных и поперечных образцов таковы, что если предел пропорциональности различается в 1.4 - 1.7 раза, то деформация при пиковой нагрузке отличается в 6.5 - 8 раз. Такой, явно выраженный анизотропный характер механических свойств наблюдается не только для статических измерений. Для измерения ударной вязкости были приготовлены два типа образцов с V-образным надрезом: вдоль слоев и поперек слоев. Установлено, что, в зависимости от ориентации линии надреза относительно плоскости слоев, ударная вязкость композитов различается в 3 раза. Результаты свидетельствуют об анизотропном характере как механических свойств слоистых композитов, так и их поведения при разрушении.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта №46/08/213-2008 Госконтракт № 02.523.12.3021. Структурные исследования выполнены в Центре электронной микроскопии ИФМ УрО РАН. Измерения ударной вязкости проведены в центре коллективного пользования «Пластометрия» Института машиноведения УрО РАН.

Список литературы

1. Harach D.J., Vecchio K.S. // Metallurgical and Materials Transactions, 32A, P.1493, 2001
2. Rao K.T.V, Soboyejo W.O., Ritchie R.O. // Metallurgical Transactions, 23A, P.2249, 1992
3. Soboyejo W.O., Ye F., Chen L-C., Bahtishi N., et all. // Acta Materialia, 44, P.2027, 1996

ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ НА Fe–Cr–Ni ОСНОВЕ

Мальцева Л. А.[1], Гладковский С. В.[2], Шарапова В. А.[1], Бородин Е. М.[2], Мальцева Т. В.[1]

[1]*ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет – УПИ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия*
[2] *«Институт машиноведения УрО РАН», г. Екатеринбург, Россия*
mla@mtf.ustu.ru; gsv@imach.uran.ru

Для развития современного приборостроения и машиностроения необходимо создание новых материалов, обладающих уникальным сочетанием различных свойств. Обеспечение высокой конструктивной прочности сталей достигается необходимым для конкретных условий эксплуатации сочетанием характеристик прочности, пластичности и вязкости. В связи с этим был разработан принципиально новый класс безуглеродистых коррозионностойких высокопрочных сталей, предназначенный для изготовления упругих и других элементов ответственного назначения. Общей особенностью всех исследуемых сталей является низкое содержание углерода и практически одна широкая база легирования такими элементами как Cr, Ni, Co, Mo, Ti. Введение в основную базу легирования Al в разных количествах от 0,5 до 2,0 % позволило получать стали различного структурного класса: аустенитного и аустенитно-ферритного. В опытных плавках сталей аустенитного класса варьировались содержание Co, Al и Si с целью определения границ существования данного структурного класса сталей. При увеличении содержания Al в аустенитно-ферритных сталях изменялось количественное соотношение аустенита и δ-феррита в сторону увеличения последнего. В закаленном состоянии все исследуемые стали как аустенитного класса, так и аустенитно-ферритного структурного класса обладали высоким запасом пластичности.

Испытания на ударную вязкость проводились по стандартной методике на образцах с V-образным надрезом при комнатной температуре и при температуре жидкого азота с помощью инструментированного маятникового копра Tinius Olsen IT542M. Обработка диаграмм ударного нагружения, записанных в координатах «нагрузка-прогиб», позволила выделить из общей работы разрушения образца (A) ее составляющие – работу зарождения трещины ($A_з$) и работу распространения трещины ($A_р$).

При комнатной температуре испытаний большинство изученных сталей характеризовалось высоким запасом ударной вязкости (KCV = 1,96..3,16 МДж/м^2) и типичным вязким ямочным микромеханизмом разрушения. Исключение составили образцы аустенитно-ферритной стали (плавка № 7) с повышенным содержанием δ-ферритной фазы. В этом случае величина ударной вязкости составила KCV = 0,056…0,076 МДж/м^2, а разрушение образцов развивалось по механизму скола (квазискола). Низкотемпературные испытания показали, что образцы плавок № 1–3 аустенитных сталей сохраняют высокий запас ударная вязкости и при температуре жидкого азота (KCV = 1,32..1,94 МДж/м^2). Однако с понижением температуры испытания до $T = -196$ºС соотношение работ распространения и зарождения трещин ($A_р/A_з$) снижается с 0,78…1,49 до 0,29…0,42. Это указывает на уменьшение запаса конструкционной прочности материала. Фрактографический анализ изломов образцов и в этом случае свидетельствовал о сохранении признаков вязкого разрушения.

Работа выполнена в рамках гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых (МК-4474.2009.8) и программы «У.М.Н.И.К.».

ЭМИССИЯ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ И ПОЛОЖИТЕЛЬНЫХ ИОНОВ ПРИ РАЗРЫВЕ ПОЛИМЕРОВ

Закревский В. А., Пахотин В. А.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
v.pakhotin@mail.ioffe.ru

Исследование процессов, протекающих при прорастании магистральной трещины, представляет значительный интерес для физики разрушения полимеров.

Целью настоящей работы является исследование эмиссии заряженных частиц, возникающей при разрыве полимеров в вакууме с использованием виртуальной измерительной аппаратуры с разрешением по времени до 1 μs. Растяжение образца осуществлялось в камере, при давлении $\leq 10^{-7}$ Torr и комнатной температуре. Объектами исследования были промышленные пленки полиэтилентерефталата (ПЭТФ), полиимида ПМ-1 (ПИ), поликапролактама (ПКЛ), поливинилиденфторида (ПВДФ), политетрафторэтилена (ПТФЭ). Деформирование образцов проводилось при комнатной температуре с постоянной скоростью 9.84 mm/s и 25 mm/s. Выделение ионной компоненты в токе отрицательно заряженных частиц осуществлялось с помощью магнитного поля, создаваемого двумя постоянными магнитами плоской формы. Регистрация эмиссии проводилась в режиме счета импульсов с помощью вторично-электронного умножителя.

Типичная зависимость эмиссии отрицательных частиц от времени при деформировании пленки ПКЛ изображена на рис.1. Ширина образца - 1,8 mm. Скорость растяжения 25 mm/s. Пунктирная линия - нагрузка на образце F; вертикальные линии - число импульсов, регистрируемых за 1 ms N_m; t - время; (*а*) – без магнитного поля, (*б*) – с магнитным полем. Стрелкой отмечен момент разрыва. Для других полимеров наблюдаются подобные зависимости $N_m(t)$. Как видно, до разрыва при наличии магнитного поля испускаются отдельные отрицательные ионы (электроны не попадают в умножитель). Число отрицательно заряженных частиц, испускаемых в момент разрыва, практически не зависит от того, приложено магнитное поле или нет. Этот факт указывает на то, что эмитируются отрицательные ионы. Графики, подобные изображенным на рис.1(*б*), были получены и при регистрации положительных ионов.

Таким образом, впервые было установлено, что при разрыве полимеров испускаются как положительные, так и отрицательные ионы. Результаты измерений эмиссии во время разрыва для ПЭТФ, ПИ представлены на рис. 2–3, на которых верхние графики характеризуют зависимость интенсивности N_μ эмиссии положительных ионов от времени, а нижние – отрицательных ионов. Подобные эмиссионные диаграммы получены для ПКЛ, ПВДФ и ПТФЭ. У образцов ПЭТФ шириной 4 mm (рис. 2) длительность эмиссии в среднем равна 100 μs. Полагая, что возникновение эмиссии связано с прорастанием трещины, получим, что скорость ее распространения в этом полимере равна ≈ 40 m/s, что совпадает с результатами, полученными в работе [2].

Ранее была установлена взаимосвязь механоэмиссионных явлений с процессом разрыва макромолекул и предложен ионизационный механизм разрыва химических связей в напряженных полимерах [1]. Представляется естественным связывать наблюдаемую ионную механоэмиссию с указанным разделением зарядов и, следовательно, с разрывом межатомных химических связей в напряженных макромолекулах. Наблюдение при деформировании и разрушении полимеров низкомолекулярных положительных и отрицательных ионов свидетельствует о фрагментации макромолекул после их разрыва.

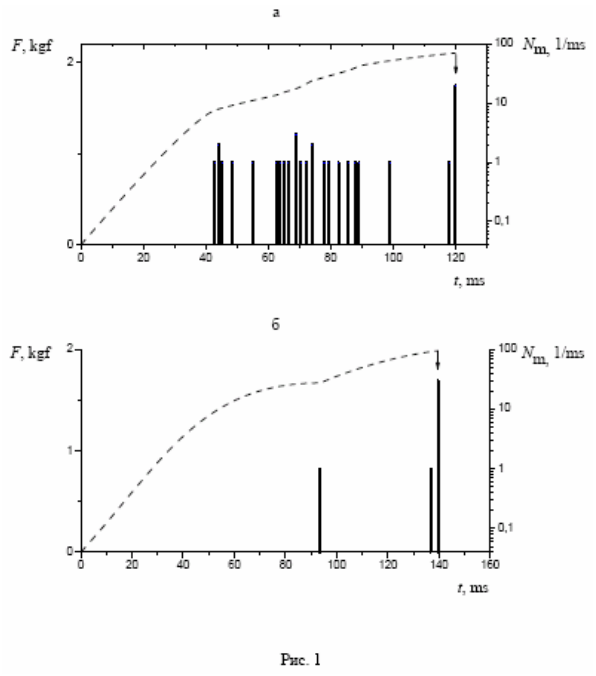


Рис. 1

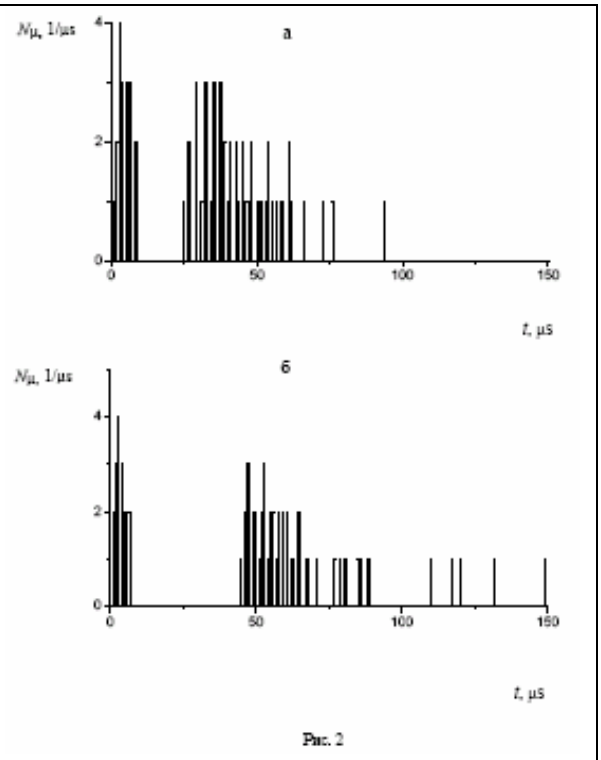


Рис. 2

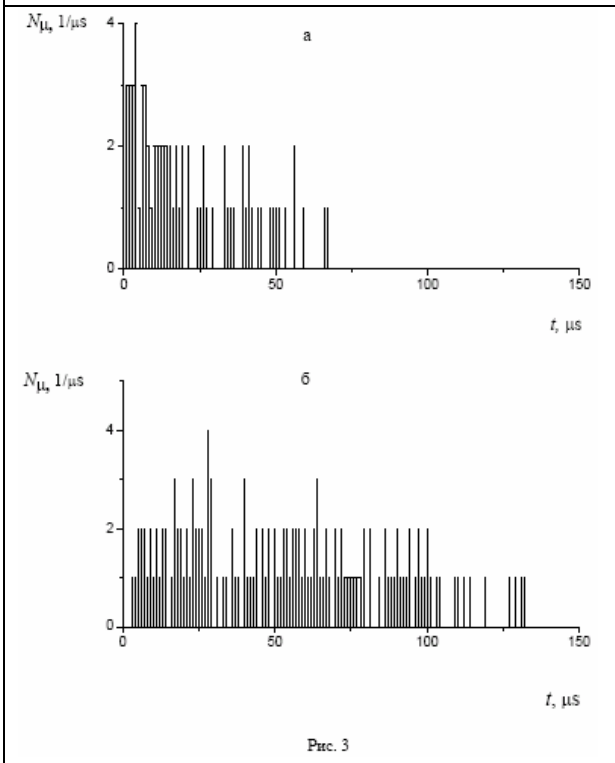


Рис. 3

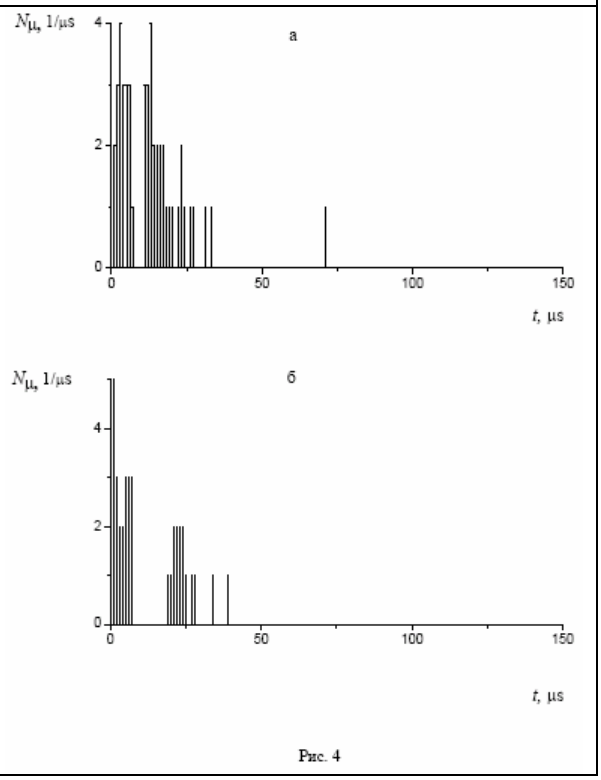


Рис. 4

Известно, что полимерный материал на стенках растущей трещины нагревается до 500K и выше [2]. Поэтому можно предположить, что образование низкомолекулярных продуктов является следствием термодеструкции макромолекул. Нельзя также исключать известный механизм деструкции, связанный с релаксацией упругой энергии после разрыва напряженных участков полимерных цепей [3]. В полимерах электроны могут захватываться атомными группами с положительным сродством к электрону. По-видимому, большая часть электронов в областях, где протекает интенсивное разрушение, прилипает к нейтралам с образованием отрицательных ионов.

Исследование закономерностей ионной эмиссии позволило получить новые данные об особенностях развития магистральных трещин в различных полимерах. На рис. 3-4 обращает на себя внимание наличие паузы (прерывания) эмиссии ионов для ПЭТФ. Также имеются паузы в эмиссии у ПКЛ и ПВДФ. В эмиссионных характеристиках ПИ (рис. 2) и ПТФЭ такие паузы отсутствуют. Прорастание магистральной трещины в значительной степени зависит от надмолекулярной структуры полимера, сформировавшейся к моменту разрыва образца. В вершине трещины развиваются большие механические напряжения, вызывающие ориентационные процессы, которые могут приводить к упрочнению полимера, затуплению вершины трещины и уменьшению скорости ее движения. Ясно, что торможение трещины соответствует уменьшению интенсивности деструкционных процессов и локального разогрева. Эти факторы понижают вероятность выхода заряженных частиц, что проявляется в уменьшении регистрируемой интенсивности эмиссии. С течением времени нагружения напряжение на неразорванной части образца возрастает, в результате чего создаются условия для возобновления движения трещины. При этом эмиссия возобновляется и продолжается до полного разрыва образца. На рис.4 приведена зависимость $N_{\mu}(t)$ для образца ПЭТФ шириной 1mm. Видно, что по сравнению с образцом шириной 4mm (рис.2), длительность паузы уменьшилась в 3-4 раза, скорее всего, из-за более быстрого возрастания напряжения на неразорванной части образца. Таким образом, полученные данные еще раз ясно указывают на связь эмиссионных явлений с процессом разрушения полимеров (в рассматриваемом случае – с процессом прорастания трещины).

Характерной чертой ионной эмиссии, возобновляющейся после паузы, является то, что ее интенсивность уменьшается со временем. Это обстоятельство, несомненно, связано с разогревом материала при прорастании трещины, т.е. с тем, что температура полимера со временем повышается и распространение трещины по мере ее движения все в большей степени становится обусловленным развитием реологических процессов (проскальзыванием макромолекул) и в меньшей степени связанным с разрывом макромолекул.

Выше отмечалось, что при испытании ПИ и ПТФЭ эмиссионные паузы не наблюдались. Ясно, что эмиссионные характеристики различных полимеров определяются их упруго-пластическими свойствами. ПИ и ПТФЭ отличаются от других исследованных полимеров высокой термостойкостью и неспособностью переходить в высокоэластическое состояние. Поэтому ориентационные процессы в вершине трещины в этих полимерах малоинтенсивны, что позволяет трещине распространяться без резкого торможения. В результате разрыв образцов ПИ и ПТФЭ сопровождается непрерывной эмиссией ионов. Исследование механоэмиссии позволяет, таким образом, получать данные о пластичности полимеров. На основании изложенного можно сделать вывод, что механоэмиссия является информативным методом исследования механических свойств полимеров.

Список литературы

1. В.А. Закревский, В.А. Пахотин. ФТТ **20**, 371 (1978).
2. Е.А. Егоров, В.В. Жиженков, А.Я. Савостин, Э.Е. Томашевский. ФТТ **17**, 111 (1975).
3. Л.С. Зархин, С.В. Шеберстов, Н.В. Панфилович, Л.И. Маневич. Успехи химии **58**, 644 (1989).

СТРУКТУРНО-СКЕЙЛИНГОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В АНСАМБЛЯХ ДЕФЕКТОВ И ШИРОКОДИАПАЗОННЫЕ ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ УРАВНЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Наймарк О. Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Россия, Пермь

1. Введение

Статистическая теория, описывающая эволюцию ансамблей типичных мезоскопических дефектов (микротрещин, микросдвигов), позволила установить новый тип критических явлений в твердых телах с дефектами – структурно-скейлинговые переходы, развить термодинамику твердых тел с дефектами и предложить феноменологию, основанную на обобщении подхода Гинзбурга-Ландау при формулировке неравновесного термодинамического потенциала (свободной энергии) [1]

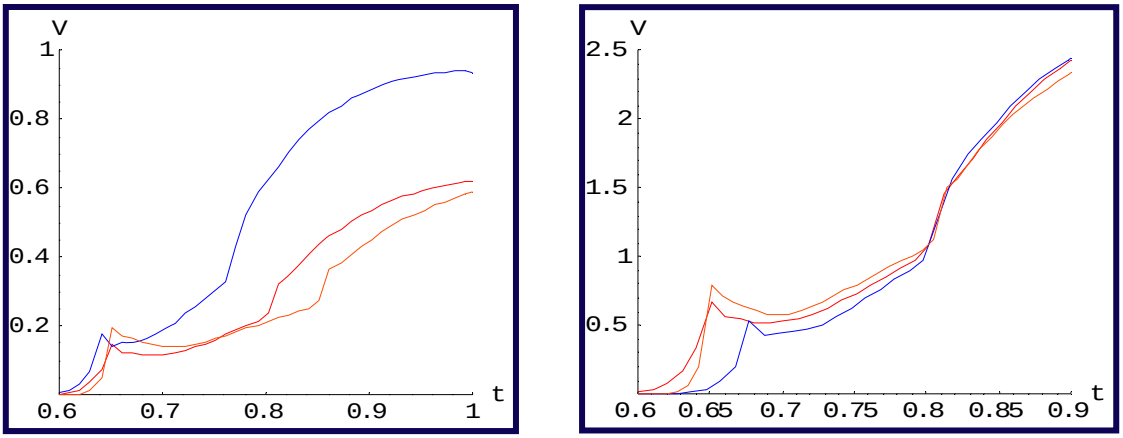
$$F = \tfrac{1}{2} A(\delta, \delta_*) p^2 - \tfrac{1}{4} Bp^4 - \tfrac{1}{6} C(\delta, \delta_c) p^6 - D\sigma \quad p + \chi \quad (\nabla_l p)^2 . \qquad (1)$$

Ключевыми результатами статистической теории и статистически обоснованной феноменологии являются определение двух параметров порядка, характеризующих эволюцию структуры – тензор плотности дефектов p (деформации, индуцированной дефектами) и параметр структурного скейлинга δ, который отражает роль масштабных переходов в процессе зарождения и роста дефектов, развитии характерных типов коллективных мод дефектов, ответственных за релаксацию и разрушение. Данные моды имеют природу автосолитонных волн и диссипативных структур обострения и определяют кинетику механизмов пластической релаксации и переходов от дисперсного к макроскопическому разрушению, и могут быть возбуждены в резонансных режимах при динамическом и ударно-волновом нагружениях материалов. Точки бифуркации δ_*, δ_c играют роль, аналогичную характеристическим температурам в терии фазовых переходов Ландау. Градиентный член в (1) описывает эффекты нелокальности в ансамбле дефектов в, так называемом, длинно-волновом приближении; A, B, C, D и χ -феноменологические параметры.

2. Автомодельность пластического волнового фронта

Экспериментальные исследования установили автомодельность волновых фронтов при инициировании плоских ударных волн, включая режимы нагружения с догрузкой и разгрузкой [2]. Автомодельные закономерности формирования волновых фронтов исследовались на основе метода последовательных нагружений (self-consistent method) для оценки динамической прочности. Суть метода заключалась в регистрации профилей скорости в режимах догрузки и разгрузки, реализуемых на фоне достигнутого ударного сжатия. Данный метод нагружения обнаружил появление квази-упругого догрузочного фронта, возникающего на фоне развитой пластической волны, формирование вторичного пластического фронта, обнаруживающего признаки автомодельности. Установленная связь механизмов релаксации с кинетикой указанных параметров порядка позволила объяснить природу автомодельности волновых фронтов и механизмы релаксации при догрузке и разгрузке, эффект резкого уменьшения напряжений течения в алюминии при давлениях ~70 GPa. Появление признаков эффективной упругости в догрузочных и разгрузочных фронтах является следствием «замедленной» релаксационной кинетики параметра структурного скейлинга по сравнению с тензором плотности дефектов, что приводит к начальной кинетике последнего в соответствие «термодинамической ветвью» неравновесного по-

тенциала с последующей реализацией скейлинговых переходов, отражающих вовлечение дефектов различного уровня в процесс структурной релаксации, то есть пластического течения. Деформация, реализуемая дефектами на «термодинамической ветви», имеет на профиле волнового фронта вид эффективной упругой догрузки (разгрузки) [3].



а б

Рис. 2. Зависимости скорости свободной поверхности мишени из армко-железа в размерных (*а*) и автомодельных координатах (*б*).

Резкое падение напряжений пластического течения в алюминии при амплитудах давлений ~ 70GPa связано с «адиабатическим вырождением» коллективной ориентационной моды дефектов, формирующейся в ходе ориентационного неравновесного перехода в ансамбле дефектов и имеющего относительно большие времена перехода. Результаты расчетов, представленные на рисунке 2 позволяют говорить об автомодельном характере механизма выделения квазиупругого предвестника и релаксационных процессов на пластическом фронте. Режим догрузки сопровождается на начальном этапе изменением тензора плотности дефектов преимущественно по термодинамической ветви, когда сохраняется значение параметра структурного скейлинга и, как следствие, сопровождается

Последующее изменение параметра структурного скейлинга приводит к структурной релаксации и формированию пластических фронтов в условиях структурно-скейлингового перехода, кинетика которого «контролируется» автосолитонными модами, имеющими автомодельную природу для ансамблей мезодефектов разных масштабных уровней.

3. Волны разрушения

Волны разрушения в хрупких материалах являются объектом интенсивных исследований на протяжении последних двух десятилетий [4]. Термин «волна разрушения» был введен в [5] как предельный случай накопления поврежденности, когда в ансамбле микросдвигов возникает когерентное поведение в виде структуры, с фронтом, распространяющимся с некоторой групповой скоростью. Описание волн разрушения как следствие возбуждения коллективных обостряющихся мод в ансамбле микросдвигов было предложено в [3] и показано, что волны разрушения могут представлять собой диссипативные структуры обострения, формирование которых приводит к качественным изменениям в поведении ансамбля микросдвигов. Экспериментальное исследование возбуждения и распространения волн разрушения было проведено в условиях симметричного теста Тейлора для цилиндрических образцов плавленого кварца после удара о преграду со скоростью 534 м/с. Три затем-

ненные области соответствуют образу поверхности соударения (зеленые треугольники), волне разрушения (красные квадраты) и ударной волне (голубые ромбы). Начальный наклон для волн разрушения определяет скорость фронта волны разрушения, близкую к $V_{fw} \approx 1.57$ км/с, что соответствует традиционно измеряемой при плоском ударе в тонких мишенях [6].

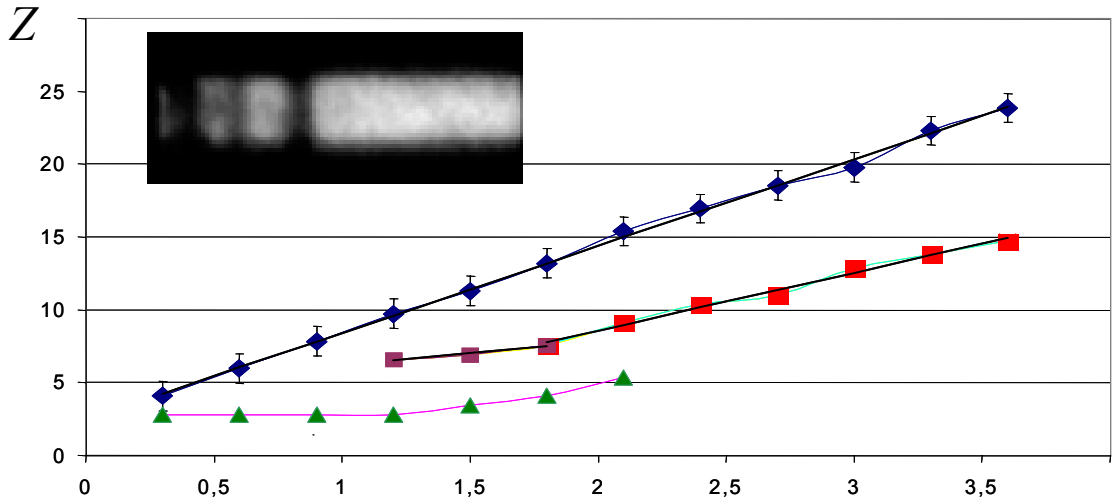


Рис. 2. Зависимость координаты фронтов Z от времени t.

Однако, по мере распространения волны разрушения скорость ее фронта возрастает до значения $V_{fw} \approx 4$ км/с и сохраняется в дальнейшем постоянной. Этот результат находится в соответствие с видом автомодельного решения, описывающего кинетику локализации разрушения в виде диссипативной структуры обострения с характерным временем задержки – временем «обострения» [1]. Численное моделирование условий возбуждения и распространения волн разрушения подтвердило предположение о том, что в механизм волн разрушения определяется условиями «резонансного» возбуждения коллективной обостряющейся моды в ансамбле дефектов.

Исследования выполнены в рамках программы Президиума РАН «Теплофизика и механика интенсивных энергетических воздействий» и проектов РФФИ 08-01-0699-а, 09-01-92005-ННС_а, 09-01-92441-КЭ_а.

Список литературы

1. O.B.Naimark. Defect Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure in Multifield Continua (Review Paper), In “Advances in Multifield Theories of Continua with Substructure”, Birkhauser Boston, Inc., Eds: G.Capriz, P.Mariano, 2003, P.75-114.
2. H.Huang and J.R.Asay // J. Appl. Phys, 2005, 98, 033524.
3. O. Naimark // J. Phys. IV, France, 2006. – Vol. 134. – P. 3-9.
4. S.V Rasorenov, G.I. Kanel., V.E. Fortov and M.M. Abasenov // High Pressure. Research, 1991,V. 6., P. 225-232.
5. R.J. Glifton // Appl. Mech. Rev.,1993,V.46, P.540-5469.
6. O.A.Plekhov, D.N. Eremeev and O.B. Naimark // J. Physique IV, 2000,V. 10, P. 811-816.

ИССЛЕДОВАНИЕ РОСТА ТРЕЩИНЫ В СТАЛИ R4 ПРИ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Оборин В. А., Банников М. В., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия,
oborin@icmm.ru

Проблема оценки ресурса ответственных машиностроительных конструкций, в частности, авиационного моторостроения поставили ряд качественно новых задач фундаментального характера, соответствующих поведению материалов и конструкций при условиях, превышающих $10^9 – 10^{10}$ циклов нагружения, в области, так называемой, гигацикловой усталости. Это связано с тем, что ресурс нагружения многих ответственных конструкций, работающих в режиме циклических нагрузок, превышает многоцикловый диапазон. В свою очередь гигацикловая область усталости имеет ряд особенностей, где особый интерес представляет режим, соответствующий числу циклов $N \approx 10^9$, для которого характерны качественные изменения как условий зарождения трещин, так и их распространения. При прохождении этого рубежа происходит смена механизмов зарождения и развития трещин усталости; на кривой усталости в этой области нагружения образуются разрывы. Отмечено, что в этой области числа циклов нагружения существенно возрастает роль внешней среды и проблема оценки ресурса носит междисциплинарный характер.

Стадийность разрушения в гигацикловом диапазоне анализируется на основе структурных признаков поврежденности, относящихся к широкому спектру пространственных масштабов: полосы локализованной пластичности (persistent slip bands - PSB), усталостные бороздки (striations), микротрещины, формируемые при пересечении PSB, зернограничные дефекты. Основная поврежденность относится к масштабам дефектов 0.1 μm –1 mm, которые меньше масштабов, регистрируемых методами неразрушающего контроля, применяемых для оценки надежности в процессе эксплуатации изделий.

Количественная фрактография рассматривается в настоящее время как эффективный метод исследования роли исходной структурной гетерогенности, накопления дефектов различных масштабных уровней (дислокационных ансамблей, микропор, микротрещин) при оценке критических условий перехода от дисперсного к макроскопическому разрушению, учитывая характерные стадии этого перехода – зарождение и развитие тещин, что является основой для оценки временного ресурса изделий в условиях гигацикловой усталости.

Анализ морфологии поверхностей разрушения на основе пространственно-временных инвариантов впервые был предложен в работах Mandelbrot et al. [1] на основе анализа рельефа поверхности разрушения, обнаруживающей свойства самоафинности, которые отражаются в инвариантных характеристиках рельефа поверхности (шероховатости) на широком спектре пространственных масштабов, которые в свою очередь отражают коррелированное поведение дефектов различных масштабных уровней.

Законы скейлинга, которые описывают соотношения между скоростью роста усталостной трещины за цикл dl/dN и изменением коэффициента интенсивности напряжений, являются предметом интенсивного экспериментального и теоретического исследования. Понимание значения предсказания повреждённости согласно природе самоподобия объясняется законом Париса:

$$\frac{dl}{dN} = C\left(\Delta K\right)^m,$$

где C и m – экспериментально определяемые константы. Это соотношение проверено на широком диапазоне скоростей роста трещины и обеспечивает основание для предсказания поврежденности согласно модели оценки поврежденности в условиях случайных нагрузок (damage tolerance approach). Другая причина для исследования природы самоподобия – отклонение от кинетического закона Париса при значении m ~ 3–4 в области гигацикловой усталости.

Объяснение универсальности закона Париса было предложено в [2] при рассмотрении развития многомасштабного ансамбля микроповреждённостей на кончике трещины, у которого есть особенность структурно скейлиногового перехода в дислокационных субструктурах [3]. Подобное критическое явление накопления повреждённостей проявляется при продвижении трещины и определяется характерными масштабами, где многомасштабные дислокационные субструктуры показывают последовательное поведение как предшественника распространения усталостной трещины. Это предположение относительно условий критичности использовалось при проведении эксперимента для объяснения сценария пути распространения усталостной трещины в стальном образце, нагруженном в режиме гигацикловой усталости.

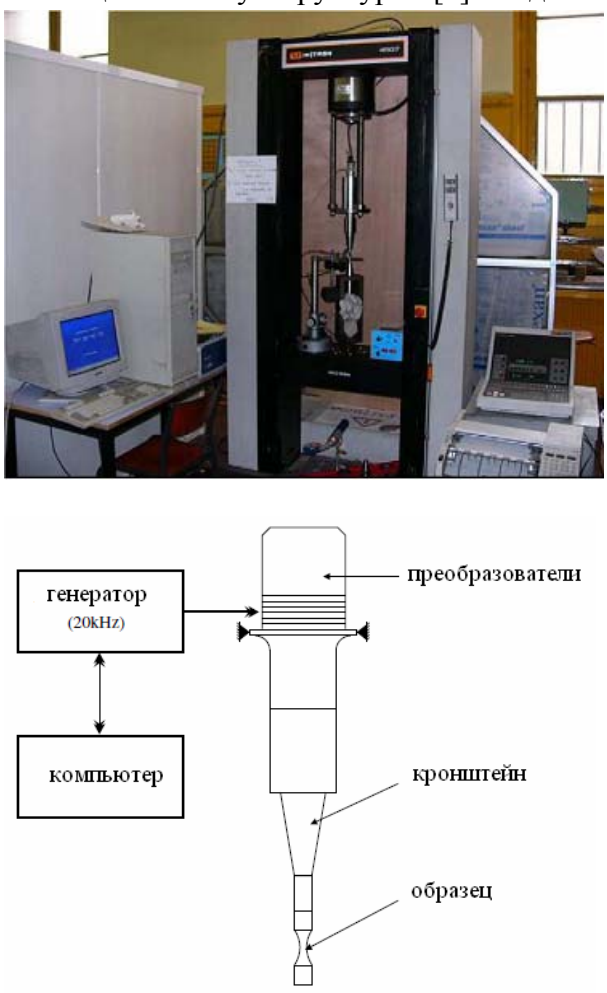


Рис. 1. Общий вид и схема экспериментальной установки.

В работе образцы из высокопрочной стали R4 подвергались усталостным испытаниям в условиях симметричного растяжения – сжатия с частотой 20 кГц на уникальной установки (рис.1) сконструированной проф. Claude Bathias [4].

Испытательная машина состоит из следующих основных частей:

1. Генератор, который преобразовывает сигнал напряжения сети электропитания частотой 50 Гц в ультразвуковой электрический синусоидальный сигнал с частотой 20 кГц.
2. Пьезоэлектрический преобразователь, который преобразовывает электрический сигнал в продольные ультразвуковые волны и механическую вибрацию той же самой частоты.
3. Ультразвуковой волновод, который усиливает вибрацию, поступившую из преобразователя, чтобы получить амплитуду напряжения в средней части образца.

После каждого этапа прорастания трещины снимались реплики с поверхности образцов с целью исследования дефектных структур перед вершиной трещины. Поверхностный рельеф на репликах снимался с помощью интерферометра-профилометра New-View и затем анализировался методами корреляционного анализа для определения «условий критичности» дефектных структур, с которыми связы-

вался этап распространения трещины. Корреляционный анализ данных морфологии позволил провести анализ автомодельных сценариев распространения усталостной трещины.

Уникальность реализации условий нагружения позволяет связать проблему фундаментального характера о роли характеристик структурного скейлинга поверхности разрушения с автомодельными закономерностями роста усталостных трещин, которые могут использоваться в приложениях при оценке усталостного ресурса.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 08-01-00699, № 09-01-92005-ННС_а, № 09-01-92441-КЭ_а).

Список литературы

1. Mandelbrot B.B., The fractal of nature. New York: W.H. Freeman, 468 p.
2. Lataillade J.L., Naimark O.B. Mesoscopic and nonlinear aspects of dynamic and fatigue failure (experimental and theoretical results) // Physical Mesomechanics.- 2004.-V.7.-N.4.-P.55-66.
3. O.B.Naimark, Defect Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure in Multifield Continua (Review Paper), In “Advances in Multifield Theories of Continua with Substructure”, Birkhauser Boston, Inc., Eds: G.Capriz, P.Mariano , 2003.-P.75-114.
4. Bathias C, de Monicault JM, Baudry G. Automated piezoelectric fatigue machine for severe environments. ASTM STP 2002;1411:3–15.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИСТЕМЫ ВЫСОКОГО РАЗРЕШЕНИЯ VISAR ДЛЯ РЕГИСТРАЦИИ БЫСТРОПРОТЕКАЮЩИХ ПРОЦЕССОВ НА УДАРНО-ВОЛНОВЫХ ФРОНТАХ

Банников М. В., Баяндин Ю. В., Ляпунова Е. А., Уваров С. В., Наймарк О. Б.

ИМСС УрО РАН, Пермь, Россия
mbannikov@icmm.ru

Целью данной работы является исследование физико-механических и структурных свойств материалов с помощью ударно-волнового эксперимента. Для изучения эффектов, происходящих в материале во время нагружения, использован лазерный допплеровский измеритель скорости типа VISAR, позволяющий с высоким временным разрешением определить массовую скорость тыльной поверхности образца.

Метод лазерного интерферометра впервые применен Баркером в 70х годах [1]. В настоящее время метод лазерной интерферометрии стал очень популярен в ударно-волновых исследованиях как за рубежом: Asay, Grady (США), так и в России: Канель, Разоренов [2]. Причина широкого применения в том, что скорость в быстропротекающих экспериментах измеряется намного проще и точнее (время разрешения $\sim 10^8 – 10^9$ c^{-1}) других величин, таких как деформация или изменение температуры, а во многих случае это единственный вариант получения информации.

На рис.1 приведена схема двухканального лазерного допплеровского измерителя скорости VISAR. Фиксация изменений скорости отражающей поверхности с его помощью производится путем регистрации периодических изменений интенсивности (биений) при интерференции двух лучей когерентного света с близкими длинами волн. В данном случае интерферируют лучи света, отраженного от движущейся поверхности в разные моменты времени.

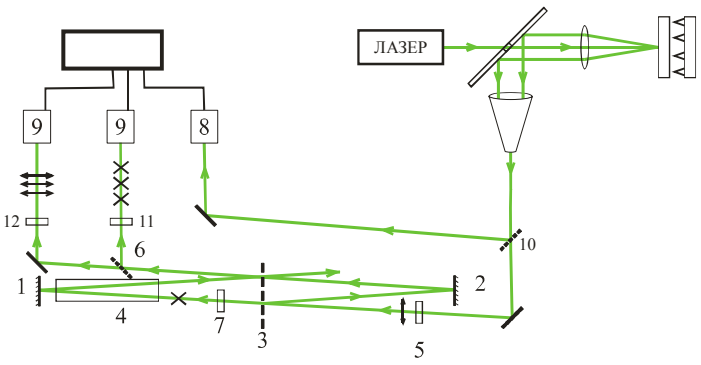


Рис.1. Схема регистрации волновых профилей лазерным допплеровским измерителем скорости: 1,2 –100%-е концевые зеркала; 3,6,10 – 50%-й светоделитель; 4 – стеклянная линия задержки; 5,11,12 – поляризаторы, 7 – четвертьволновая пластика; 9 – фотоприемники выходного излучения; 8 – фотоприемник контроля интенсивности

Если скорость отражающей поверхности изменяется, то, вследствие сдвига по времени, величина эффекта Допплера для интерферирующих лучей оказывается различной. Регистрируемые фотоприемниками биения интенсивности имеют частоту, пропорциональную ускорению отражающей поверхности и величине относительного сдвига по времени. Текущее значение монотонно изменяющейся скорости отражающей поверхности W(t) определяется по числу зарегистрированных фотоприемниками биений интенсивности света N(t) из соотношения:

$$W(t) = \frac{\lambda}{2\Delta t}\frac{N(t)}{(1+\delta)}, \delta = \frac{n}{n^2-1}\lambda\frac{dn}{d\lambda}, \qquad (1)$$

где λ – длина волны зондирующего излучения, n – показатель преломления стекла линии задержки, N может быть нецелым числом.

В работе проведена серия экспериментов по динамическому нагружению образцов из кварцевого стекла для оценки фрагментации и разрушения стекол. А также выполнены эксперименты по высокоскоростному нагружению образцов из ванадия и алюминия. Экспериментальные данные сопоставлены с моделью, разрабатываемой в Институте механики сплошных сред УрО РАН [3], и проведена оценка констант в определяющих уравнениях.

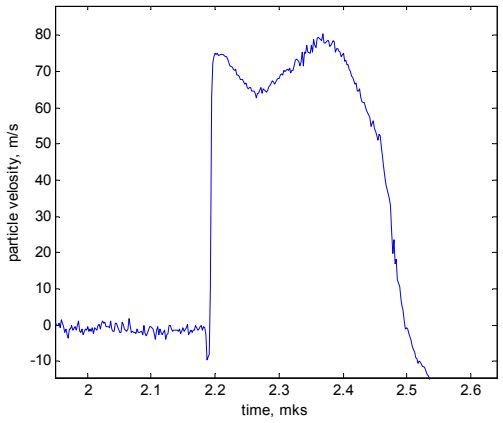


Рис. 2. Зависимости массовой скорости от времени (ванадий)

По данным VISAR построены зависимости скоростей свободной поверхности от времени. Характер этих зависимостей позволяет определить поведение материала при высокоскоростном нагружении.

Структура образцов, подверженных ударно-волновому нагружению, изучена с помощью интерферометра New View 5010 и атомно-силового микроскопа Nano-DST для верификации автомодельных закономерностей поведения материалов и процессов пластической релаксации и разрушения на фронте ударных волн.

Список литературы

1. L.M. Barker, R.E. Hollenbach “Laser interferometer for measuring high velocities of any reflecting surface” J. Appl. Phys., Vol. 43, No. 11, November 1972, p. 4667-4675.
2. Г.И. Канель, С.В.Разоренов, Л.В.Уткин, В.Е.Фортов. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. -М.: «Янус-К», 1996, 405с.
3. Баяндин Ю.В. «Исследование автомодельных закономерностей формирования пластических фронтов в металлах при интенсивных взаимодействиях» диссертация на соискание ученой степени к. ф.-м. наук. Пермь 2007г.

УДК 669.15:620.178.74:669.112.227.1

ПЛАСТИЧЕСКИЕ ЗОНЫ И ЛОКАЛЬНОЕ НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ МАТЕРИАЛА У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ И УДАРНО-ЦИКЛИЧЕСКОМ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Клевцов Г. В., Клевцова Н. А.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
Klevtsov11948@mail.ru

Известно, что в механике разрушения нет четкой формулировки критериев оценки локального напряженного состояния материала у вершины трещины при циклическом нагружении металлических материалов [1]. Однако важность такой оценки не вызывает сомнения.

Наиболее объективную информацию о локальном напряженном состоянии материала в момент разрушения образца или детали может дать анализ пластических зон, образующихся у вершины распространяющейся трещины. В качестве критерия оценки локального напряженного состояния материала при однократных видах нагружения в работе [2] предложено использовать отношение максимальной глубины пластической зоны под поверхностью излома h_{max} к толщине образца или детали t, т.е. h_{max}/t. Так, показано [2], что при хрупком разрушении металлических материалов в условиях плоской деформации (ПД) у вершины трещины образуется одна пластическая зона $h_{yh.}$ При этом отношение $h_{max}/t < 10^{-2}$. При плоском напряженном состоянии (ПН) у вершины трещины образуются две пластические зоны: сильнодеформированная микрозона h_{yh} и слабодеформированная макрозона $h_{y.}$ При этом отношение $h_{max}/t > 10^{-1}$. В переходной зоне от ПД к ПН $10^{-2} < h_{max}/t < 10^{-1}$.

Согласно теоретической модели Райса [3], в условиях циклического нагружения у вершины усталостной трещины образуются две пластической зоны: монотонная зона (зона текучести) h_y, появляющаяся уже на первых стадиях нагружения, и циклическая зона (зона обратной пластической деформации) h_{yh}. Образование циклической пластической зоны связано с тем, что в вершине распространяющейся трещины возникают значительные по величине напряжения сжатия, в то время как впереди трещины имеют место растягивающие напряжения.

Наличие циклической и монотонной пластических зон под поверхностью усталостных изломов было экспериментально подтверждено на большом классе материалов как с ОЦК, так и с ГЦК решеткой. Для всех материалов размеры данных зон увеличиваются с возрастанием ΔK и K_{max} по степенному закону. Связь глубины монотонной пластической зоны h_y под поверхностью усталостных изломов с величиной $(K_{max}/\sigma_{0,2})^2$ не зависит ни от класса материалов, ни от схемы нагружения и описывается единой кривой, которая хорошо аппроксимируется уравнением [2]:

$$h_y = 0{,}0354(K_{max}/\sigma_{0,2})^2,$$

Аналогичным образом связь глубины циклической пластической зоны h_{yh} с величиной $(\Delta K/\sigma_{0,2})$ также описывается единой кривой и аппроксимируется уравнением [2]:

$$h_{yh} = 0{,}0012(\Delta K/\sigma_{0,2}).$$

Поскольку глубина монотонной пластической зоны изменяется пропорционально K_{max}^2, а циклической – пропорциональна ΔK, то соотношение глубины циклической и монотонной пластических зон под поверхностью изломов определяется

коэффициентом асимметрии цикла нагружения *R*. Обобщенная схема образования пластических зон у вершины усталостной трещины в зависимости от коэффициента *R* представлена на рис. 1. На данном рисунке пластические зоны, вызванные растягивающими напряжениями, указаны светлым полем, а зоны, вызванные напряжениями сжатия – темным полем.

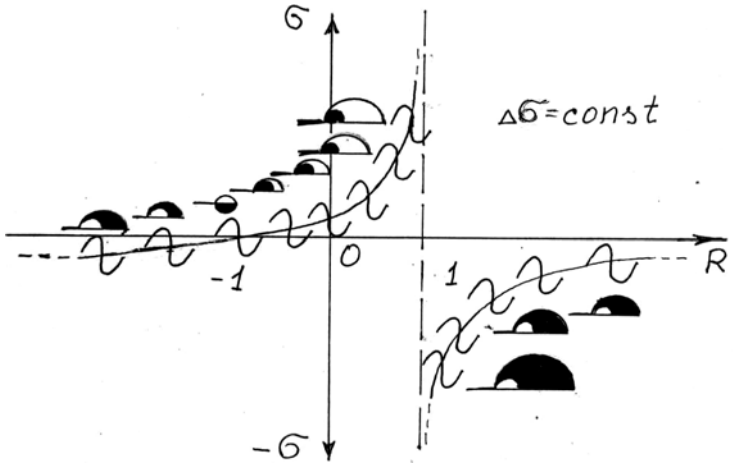


Рис. 1. Обобщенная схема образования пластических зон у вершины усталостной трещины в зависимости от *R* для случая $\Delta\sigma$ = const [2]

Как уже отмечалось, наиболее объективную информацию о локальном напряженном состоянии материала может дать анализ пластических зон, образующихся у вершины распространяющейся трещины. Воспользуемся для оценки локального напряженного состояния материала у вершины усталостной трещины известным отношением h_{max}/t и сравним данный критерий с известным критерием механики разрушения для реализации условий плоской деформации при статическом нагружении $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2{,}5$ [1]. Для этого в известном критерии вместо коэффициента интенсивности напряжения K_{1C} запишем коэффициент K_{max}. Тогда левая часть вышеуказанной формулы будет иметь вид: $t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2$.

На рис. 2 показана связь отношений h_{max}/t и $t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2$ для циклического и ударно-циклического видов нагружения материалов как с ОЦК, так и ГЦК структурой. Видно, что вышеуказанная связь описывается единой кривой независимо от класса материалов и коэффициента асимметрии цикла нагружения R. Это позволяет записать критерий реализации условий плоской деформации (ПД) при циклическом и ударно-циклическом видах нагружения в виде:

$$t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2 \geq 3.$$

Видно, что он очень близок к известному из механики разрушения критерию реализации условий ПД при статическом нагружении $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2{,}5$. Из приведенного рисунка следует также, что критерием реализации условия плоского напряженного состояния (ПН) при циклическом и ударно-циклическом видах нагружения является соотношение:

$$t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2 \geq 0{,}35.$$

По мере роста усталостной трещины глубина пластических зон под поверхностью изломов увеличивается от очага разрушения к зоне долома (т.к. возрастают коэффициенты ΔK и K_{max}). Следовательно, локальное напряженное состояние материала у вершины трещины изменяется в сторону плоского напряженного состояния. Как видно из рис. 2, усталостное разрушение может происходить в условиях плоской деформации, плоского напряженного состояния и в переходной области от ПД к ПН.

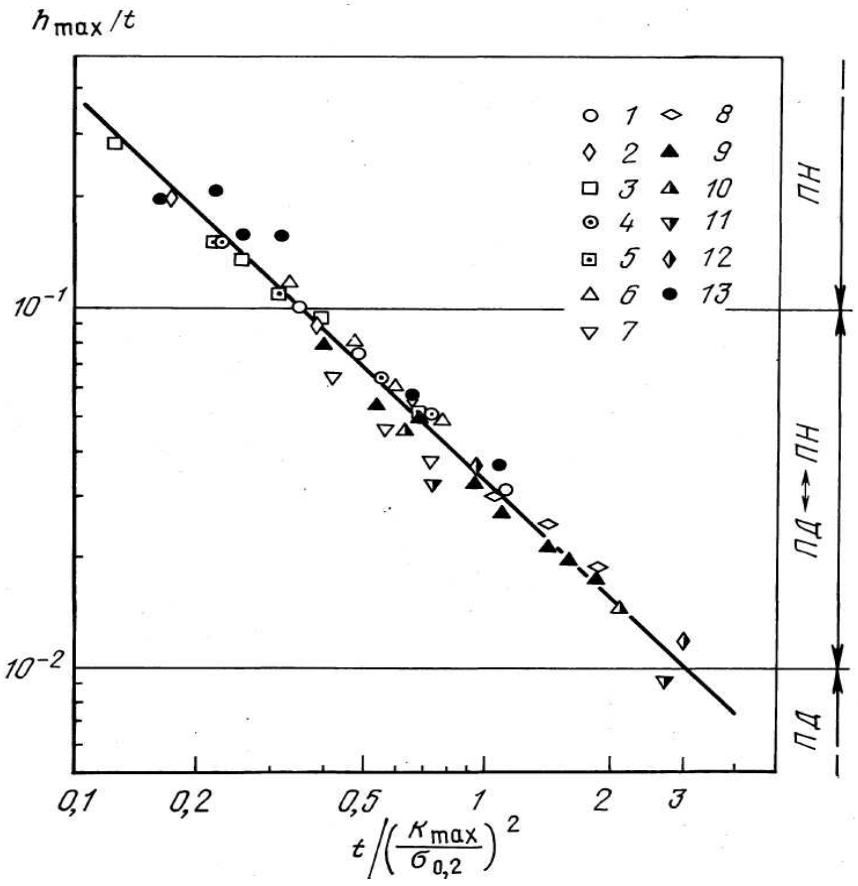


Рис. 2. Связь h_{max}/t с $t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2$ при циклическом (1–12) и ударно-циклическом (13) видах нагружениях. 1 – Д16 ($t = 10^{-2}$ м; $R = 0{,}1$; ΔP = const); 2 – Д16 ($t = 10^{-2}$ м; $R = 0{,}3$; ΔP = const); 3 – Д16 ($t = 10^{-2}$ м; $R = 0{,}5$; ΔP = const); 4 – Д16 ($t = 10^{-2}$ м; $R = 0{,}1$; P_{max} = const); 5 – Д16 ($t = 10^{-2}$ м; $R = 0{,}5$; P_{max} = const); 6 – Д16 ($t = 1{,}5 \cdot 10^{-2}$ м; $R = 0{,}5$); 7 – Д16 ($t = 3 \cdot 10^{-2}$ м; $R = 0{,}5$); 8 – Д16 ($t = 5 \cdot 10^{-2}$ м; $R = 0{,}5$); 9 – Сталь 20 ($t = 2 \cdot 10^{-2}$ м; $R = 0{,}5$); 10 – 07Х13Н4АГ20 ($t = 2 \cdot 10^{-2}$ м; $R = 0{,}5$; $T = 20\ ^0$C); 11 – 07Х13Н4АГ20 ($t = 2 \cdot 10^{-2}$ м; $R = 0{,}5$; $T = -80\ ^0$C); 12 – 07Х13Н4АГ20 ($t = 2 \cdot 10^{-2}$ м; $R = 0{,}5$; $T = -196\ ^0$C); 13 – Сталь 45 ($t = 1{,}2 \cdot 10^{-2}$ м; $R = 0$; $T = 20\ ^0$C)

Таким образом, можно сделать вывод, что для оценки локального напряженного состояния материала у вершины трещины при циклическом и ударно-циклическом видах нагружения может быть использован, как и в случае однократных видов нагружения, известный критерий h_{max}/t. Сопоставление критериев h_{max}/t и $t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2$ позволяет записать условие реализации плоской деформации (ПД) при циклическом и ударно-циклическом видах нагружения в виде $t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2 \geq 3$.

Список литературы

1. Браун У., Сроули Дж. Испытание высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации.- М.: Мир, 1972.- 246 с.
2. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС, 2007.- 264 с.
3. Rice J. R. Mechanics of crack tip deformation and extension by fatique // ASTM, Special Technical Publication.- 1966.- № 415. - P. 247-311.

ГЛУБИНА ПРОНИКНОВЕНИЯ И ГРАДИЕНТ КОНЦЕНТРАЦИИ АТОМОВ ГЕЛИЯ В МЕДИ, ДЕФОРМИРОВАННОЙ В СРЕДЕ ЖИДКОГО ГЕЛИЯ

Клявин О. В., Николаев В. И., Поздняков О. Ф., Смирнов Б. И., Чернов Ю. М., Шпейзман В. В.

Учреждение Российской академии наук Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия.
shpeizm.v@mail.ioffe.ru

В [1,2] было показано, что интенсивность проникновения гелия в медь с различной исходной структурой, деформируемую при T = 4.2 К, определяется типом деформационных дефектов (дислокации, двойники, границы зерен, поры), участвующих в процессе ее пластической деформации на различных стадиях, а также играющих роль ловушек гелия. При этом в нанокристаллической меди в отличие от монокристаллической отсутствует корреляция между видом кривых сжатия и количеством гелия в образцах в зависимости от степени их деформации. Это связано с последовательным включением в пластическую деформацию образцов наномеди дислокационных процессов, двойникования и межзеренного скольжения, по-разному влияющих на механодинамическую диффузию (МДД) атомов гелия. Интенсивность накопления гелия в деформируемых образцах оказалась максимальной при межзеренном скольжении, которое наблюдается при больших степенях деформации. Проникновения гелия не происходит при деформировании меди путем двойникования, возникающего после прохождения начальной стадии деформации наномеди. Более того, при двойниковании возможен даже выход некоторого количества гелия, запасенного на предыдущих участках деформации путем скольжения дислокаций. В пористой меди при деформации большей ~ 30% количество захваченного гелия оказалось на 4–5 порядков больше, чем в меди, не содержащей пор. Несмотря на большое число накопленных экспериментальных результатов, многие важные проблемы явления МДД остаются неясными. В настоящей работе сделана попытка оценить глубину проникновения атомов внешней среды в деформируемое твердое тело и распределение их концентрации по глубине. Для этого были получены и проанализированы данные по экстракции гелия при нагревании, полученные различными масс-спектрометрическими методами, дающими разную информацию о свойствах МДД.

Исследования проводились на пористой меди, которая была получена испарением цинка из латуни. Она имела средний размер пор ~25 μm, концентрацию пор 13% и остаточное содержание цинка 14 вес.% [2]. Из нее изготавливались образцы квадратного сечения (2.5x2.5x6 мм), которые деформировались сжатием на универсальной испытательной машине Instron 1342 до различных степеней деформации со скоростью $3 \cdot 10^{-4}$ с$^{-1}$ в среде жидкого гелия при температуре T = 4.2 К.

Определение содержания гелия в деформированных образцах проводилось двумя различными масс-спектрометрическими методами. Первый – высокоразрешающий по гелию метод с порогом чувствительности по $He^4 \sim 10^9$ атомов, разработанный в ФТИ им. А.Ф. Иоффе [3]. Для обнаружения ловушек гелия в деформированных металлах были получены кривые экстракции из них гелия при постоянной скорости нагрева деформированных образцов 4 К/мин в области T = 300–1400 К.

Другим масс-спектрометрическим методом, который применялся в настоящей работе, был метод вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС), который представляет собой чрезвычайно чувствительный способ измерения малых концентраций примесей. ВИМС использует пучок ускоренных ионов, который распыляет поверхность образца. Распыленные атомы материала ионизируются и направляются в масс-спектрометр. Ионы образца регистрируются в соответствии со временем распыления

и преобразовываются в зависимость концентрации от глубины. Для ВИМС измерений использовался пучок ионов O+ с энергией 10 кэВ и плотностью тока 15 мА/см^2. Регистрировались положительные вторичные ионы. Для уменьшения эффекта нежелательного распыления с краев кратера травления применялся метод электронного диафрагмирования, так что анализировалась область диаметром 120 мкм в центральной части кратера размером 500x500 мкм.

В масс-спектрометрических методах определения состава примесей в поверхностных слоях твердых тел серьезной проблемой является точный количественный анализ элементов, присутствующих в малых концентрациях. В настоящей работе эта задача решалась путем анализ однотипных образцов с использованием двух перечисленных выше масс-спектрометрических методов.

Исследовались 4 одинаковых образца из пористой меди, два из которых деформировались сжатием в жидком гелии при $T = 4.2$ К до $\varepsilon \sim 40$ %, а два других находились во время испытания в жидком гелии, но не подвергались деформации. Одна пара образцов (деформированный и недеформированный) нагревалась поочередно в камере высокоразрешающего по гелию масс-спектрометра. Полное количество выделившегося гелия, приходящееся на единицу поверхности образца, составило $N_1 = 2.1 \cdot 10^{16}$ и $N_2 = 4 \cdot 10^{11}$ ат./см^2, соответственно. Полученные величины хорошо согласуются с данными [2]. Вторая пара образцов исследовалась методом ВИМС. Результаты представлены на рис.1.

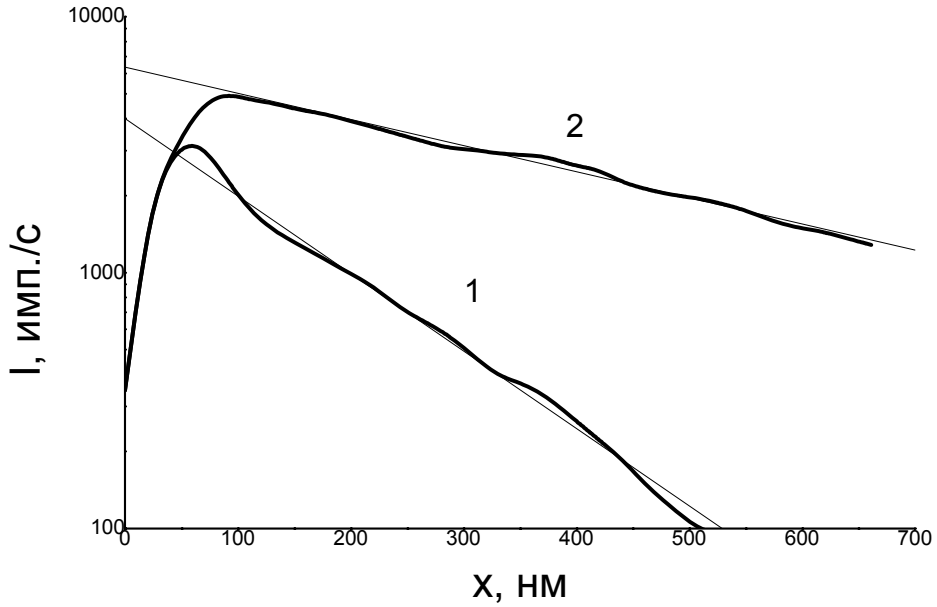


Рис.1. Полученные методом ВИМС зависимости сигнала от расстояния от поверхности образца пористой меди. Деформация в среде жидкого гелия, ε, %: 0 (1) и 40 (2). Прямые – линейное приближение зависимости сигнала от глубины. Оба образца находились в жидком гелии одинаковое время.

Если считать, что концентрация гелия пропорциональна измеренному методом ВИМС сигналу, то аппроксимируя зависимость сигнала I (в имп./с) от расстояния от поверхности в полулогарифмических координатах прямой, можно рассчитать концентрацию гелия в зависимости от глубины. Для этого нужно проинтегрировать I(x) по расстоянию от поверхности до некоторого расстояния d, на котором содержанием гелия в образце можно пренебречь, и приравнять полученное выражение количеству гелия, измеренному высокоразрешающим по гелию методом, который в данном слу-

чае играет роль эталона для ВИМС. Тогда получим для концентрации гелия в деформированном сжатием на 40% образца из пористой меди (c_1):

$$c_1 = 4.6 \cdot 10^{20} \exp(-2.2 \cdot 10^4 x), \quad (1)$$

а для недеформированного образца (c_2):

$$c_2 = 3 \cdot 10^{16} \exp(-6.97 \cdot 10^4 x) \quad (2)$$

Из формул (1,2) следует, что максимальная концентрация гелия вблизи поверхности для деформированного образца составляет $4.6 \cdot 10^{20}$, а для недеформированного $3 \cdot 10^{16}$ ат./см^3. Большую концентрацию атомов гелия в деформированном образце можно объяснить наличием пор. Определенная нами величина концентрации Не соответствует 2.3 % при средней пористости 13%. Если учитывать, что кроме пор, есть и другие ловушки гелия, а также что более 70% всего Не выделяется при нагревании при температурах, больших 1000 К [2], то можно предположить, что при высоких степенях деформации основная часть Не находится в порах, которые являются наиболее сильными ловушками для атомов Не.

Оценку глубины проникновения можно в первом приближении провести, если приравнять значения концентрации гелия, которое можно считать фоновым, порогу чувствительности масс-спектрометрического метода [3], который составлял 10^9ат., или с учетом площади поверхности образцов - $2 \cdot 10^9$ ат./см^2. Подстановка этого значения вместо N_1 и N_2 дает $4.4 \cdot 10^{13}$ и $1.4 \cdot 10^{14}$ ат./см^3 для деформированного и недеформированного образцов, соответственно, что позволяет оценить глубину проникновения гелия порядка 1 мкм для недеформированного образца и 7 мкм для деформированного. Другим критерием оценки глубины проникновения могло бы быть достижение некоторой постоянной низкой концентрации гелия, которой можно было бы пренебречь. Если за таковую принять $\sim 10^{14}$ ат./см^3, то результаты будут близки полученным в первой оценке.

В приведенной выше оценке мы пренебрегали начальными участками экспериментальных кривых ВИМС, которые составляют 100 и 60 nm для деформированного и недеформированного образцов, соответственно. Уменьшение концентрации гелия в непосредственной близости к поверхности, возможно, связано с облегченным его выходом из ловушек, расположенных у самой поверхности, или с уменьшением концентрации дефектов вблизи поверхности, или с влиянием сил изображения. Последний эффект наблюдался, например, для дислокаций, плотность которых в приповерхностных слоях щелочно-галоидных кристаллов была ниже, чем в глубине образца [4].

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект N 09-08-00349-а) и Программы Президиума РАН (П-03).

Список литературы

1. О.В. Клявин, В.И. Николаев, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.В. Шпейзман. ФТТ **45**, 12, 2187 (2003).
2. О.В. Клявин, В.И. Николаев, Б.И. Смирнов, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.В. Шпейзман. ФТТ **50**, 5, 794 (2008).
3. О.В. Клявин, Б.А. Мамырин, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.С. Юденич. ФТТ **18**, 1281 (1976).
4. T.S. Orlova, T.V. Samoilova, B.I. Smirnov. Czech. J. Phys. **47**, 441 (1997).

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА, ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА КОЛИЧЕСТВО ДВОЙНИКОВ В ЗЕРНЕ ПОЛИКРИСТАЛЛА Fe–Si

Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Кириллов А. М., Долгих Д. Е.

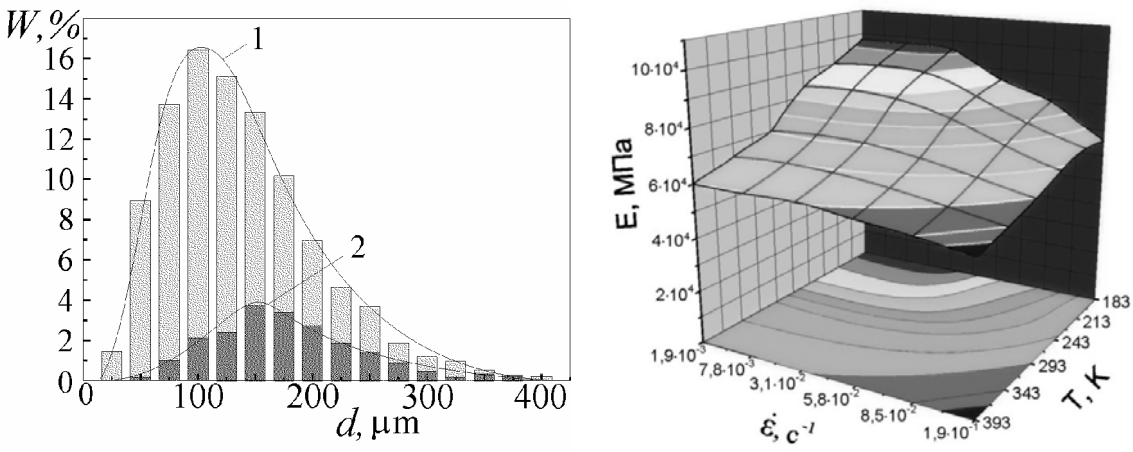
ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru

Поликристаллические материалы находят широкое применение в технике и промышленности. Повышенный интерес к ним вызван изменением свойств таких материалов при уменьшении размера зерен d до микро- и нанокристаллического. Механическое двойникование в таких материалах считается эффективным средством повышения прочности и пластичности, т.к. границы двойников, способствуют аккумуляции дислокаций в зернах, повышая тем самым деформационное упрочнение, но в отличие от границ зерен они не являются местами, где дислокации аннигилируют.

Целью данной работы является установление количественной связи между средним числом двойников в зерне и их размеров в зависимости от тепературы и скорости деформирования.

В работе исследовался ОЦК сплав Fe–Si, с содержанием кремния 3,25 %. Сплав подвержен деформации двойникованием в широком температурном и скоростном интервалах. Образцы с размером рабочей области 0,35×10×30 мм, предварительно вырезанные в форме двойной лопатки, шлифовали, полировали и травили для выявления поликристаллической зеренной структуры. В образцах порядка 90 % всех зерен лежат в интервале 25 ÷ 225 мкм, $d_{ср}$ = 120 мкм – среднестатистический размер зерна. Испытания на растяжение проводили на механической машине Instron–5565 со скоростями относительной деформации $\dot{\varepsilon} \approx 0{,}002 \div 0{,}66$ с$^{-1}$ в интервале температур: 183 ÷ 393 К.

Перед проведением испытаний образцов на растяжение была построена гистограмма общего распределения зерен поликристалла по размерам (рис. 1.а, кривая 1). После деформации при режимах $\dot{\varepsilon} = 0{,}66$ с$^{-1}$ и $T = 293$ К была построена гистограмма сдвойникованных зерен, которая при пересчете к общему числу зерен показана кривой 2. Отмечено, что в крупных зернах двойникование протекает заметно свободнее, чем в мелких зернах, где большую роль в процессе деформации играют границы зерен.

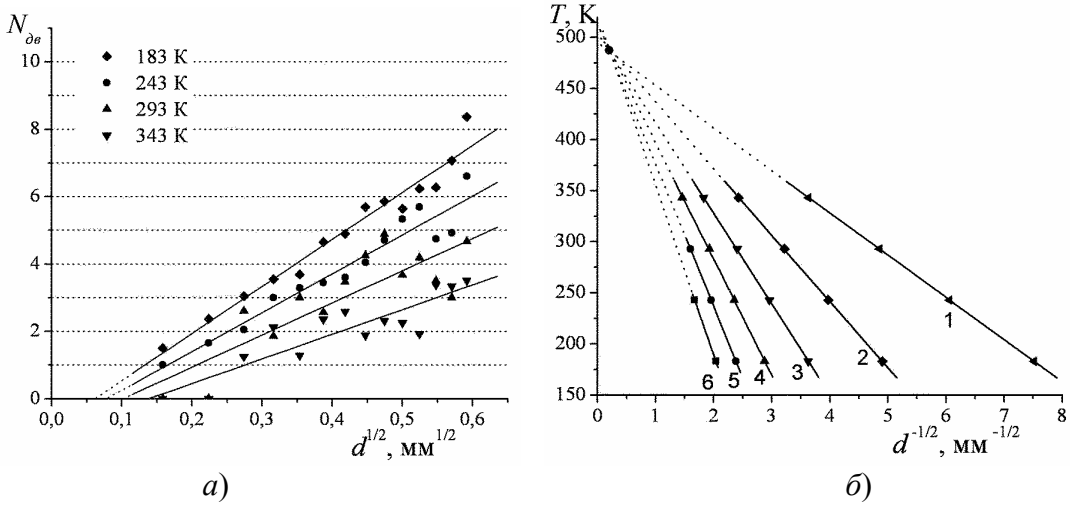


а) *б*)

Рис. 1. *а*) Гистограммы распределения частоты зерна по размерам зерен – 1; гистограмма сдвойникованных зерен – 2; *б*) Зависимость модуля нормальной упругости от температуры и скорости деформирования.

Процесс двойникования регистрировался также по зависимости нагрузка-деформация. При растяжении образцов регистрировались различные параметры процесса деформации, в частности модуль нормальной упругости E. На рис. 1.б представлена зависимость модуля нормальной упругости от температуры и скорости деформирования. Известно, что уменьшение размера поликристалла приводит к росту модуля нормальной упругости. Видно, что снижение температуры и скорости деформирования приводит к возрастанию модуля.

При соотношении гистограмм по размерам зерен числа двойников к числу сдвойникованных зерен рассчитана интенсивность двойникования $N_{дв}$ (среднее число двойников в зерне). Исследования показали, что при постоянной скорости относительной деформации характерное снижение среднего числа двойников происходит с повышением температуры и уменьшением размера зерна (рис. 2.*а*). Количество двойников в зерне при повышенных температурах с ростом скорости деформирования возрастает, а при низких температурах снижается. Это изменение объясняется сменами механизмов деформации, в определенном смысле конкурирующих между собой: при повышении температуры переход от двойникования к скольжению, а при снижении – наоборот.



а) *б*)

Рис. 2. а) Зависимость среднего числа двойников в зерне от размера зерна при $\dot{\varepsilon} = 0{,}19$ с$^{-1}$; б) Влияние температуры испытаний и размера зерна на количество двойников в зерне при $\dot{\varepsilon} = 0{,}19$ с$^{-1}$, где 1, 2, 3, … – число двойников в зерне

Тенденция к снижению числа двойников наблюдается и с уменьшением размера зерна поликристалла, что соответствует уравнению Холла-Петча для случая деформации двойникованием, по которому следует ожидать затрудненности проявления двойникования при уменьшении размера зерна. Из рис. 2.*б*. видно, что при превышении некоторой критической температуры ~ 500 К двойникование в этом сплаве при данной скорости деформирования наблюдаться не будет. Похожие зависимости наблюдались ранее при сравнении чисел двойников на отожженных и обычных образцах. При высоких температурах снижение скоростей деформирования до некоторых характерных сопровождается исчезновением двойников. Веер прямых зависимостей, сходящийся к аналогичной температуре, наблюдался и для характерных скоростей деформирования. Смена механизма деформации в исследованном материале при некоторой температуре связана с изменением самой кристаллической структуры материала, что можно проследить по диаграмме фазовых состояний. Для кремнистой стали данного процентного состава переходной является температура 550 К.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-97514р_центр_а)

ВОЗДЕЙСТВИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ СПЛАВА Fe-Si

Кузнецов П. М., Федоров В. А., Зингер Е. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина
feodorov@tsu.tmb.ru

Появление оптических квантовых генераторов создало уникальную возможность получения новых материалов, а так же спровоцировало бурное развитие исследований в области импульсных энергетических воздействий. Благодаря особым свойствам лазерного излучения (когерентность, поляризация, высокие плотности энергии и т. д.) стало возможным управлять внутренними процессами в твердом теле [1], а также производить модификацию поверхности материалов [2], в частности металлов. При взаимодействии лазерного излучения с поверхностью металлов возможно появление всякого рода эффектов связанных с тепловыми воздействиями.

В работе использовались пластины поликристаллического сплава Fe–Si толщиной 0,25 мм и средним размером зерен ~ 5 мм. Облучали образцы на установке ЛТА-4-1 с активным элементом на основе иттрий-алюминиевого граната легированного неодимом. Длина волны излучения 1,064 мкм. Характерный размер зоны лазерного воздействия не превышал 0,5 мм. Энергию воздействия лазерного импульса определяли измерителем энергии и мощности ИЭМ-4-1. Все эксперименты производились при комнатной температуре.

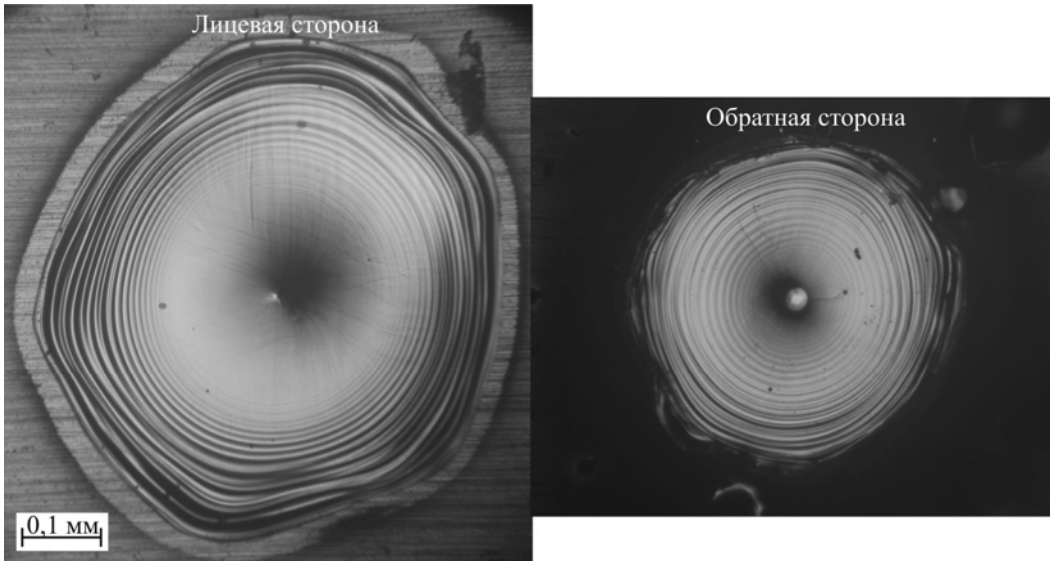


Рис. 1. Изображения кратеров в одном масштабе на лицевой и обратной стороне формирующихся под действие одного прямоугольного импульса 1,95 Дж 2,9 мс.

Определена характерная энергия образования кратера (оплавления поверхности) и составляет ≈ 0,35 Дж для импульса прямоугольной формы с длительностью $3 \cdot 10^{-3}$ с. Кратер имеет форму конуса. В интервале энергий от 0,6 Дж до 2 Дж на поверхности кратера образуется кольцевой квазипериодический волнообразный рельеф (рис.1), период которого зависит от расстояния до центра кратера и изменяется в пределах 0,08-0,17 мм (рис.2). При повышении энергии до ≈ 1,5 Дж на противоположной стороне пластин формируется аналогичная зона воздействия (рис.1). На ней диаметр кратера и период колец колеблются в широких пределах от импульса к импульсу при облучении одной энергией и всегда меньше, чем на лицевой стороне. На

обратной стороне образца, как видно из рис.1, существует более четко выраженный рельеф (причем, число колец больше чем на лицевой стороне) и кольца формируются почти из середины кратера.

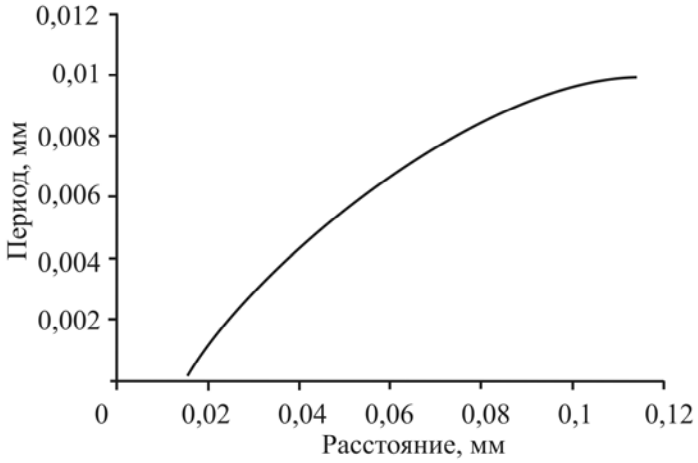


Рис. 2. Зависимость периода концентрических колец от расстояния до периферии кратера (для кратера на обратной стороне, представленный на рис.1)

Появление периодического волнообразного рельефа на поверхности кратера связано, с термокапиллярными явлениями [3,4], которые возникают вследствие зависимости коэффициента поверхностного натяжения от температуры. Тем не менее, отсутствие колец в центре кратера на лицевой стороне говорит о том, что существует слой с большей толщиной расплава, который препятствует образованию таких концентрических колец [5]. Зависимость, показанную на Рис.2 можно объяснить, тем, что при воздействии лазерными импульсами с большой энергией металл нагревается до высокой температуры (при этом интенсивного испарения не происходит), остывая, в кратере возникает значительный радиальный градиент температуры, благодаря чему, поверхностное натяжение больше на периферии кратера, чем в его середине.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-97514 р_центр_а)

Список литературы

1. Мирзоев Ф.Х., Панченко В.Я., Шелепин Л.А. Лазерное управление процессами в твердом теле // УФН. 1996. т. 166. №1. с. 3-32
2. Бойко В.И., Валяев А.Н., Погребняк А.Д. Модификация металлических материалов импульсными мощными пучками частиц. // УФН. т. 169. №11. 1999. с. 1243-1271
3. A.F. Banishev, V.S. Golubev, and O.D. Khramova Study of the Keyhole-Formation Dynamics // Laser Physics, vol.3, No.6, 1993, p. 1198-1202
4. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок // Под ред. В.Я. Панченко. – М.: Физматлит, 2009. – 664 с.
5. Мирзаде Ф.Х. Волновая неустойчивость слоя расплавленного металла, образующегося при интенсивных лазерных воздействиях // ЖТФ, 2005, т. 75, № 8, с. 32-36

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СУБГРАНИЦ В ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ НАВЕДЕННЫХ МЕЗОДЕФЕКТОВ

Перевезенцев В. Н., Сарафанов Г. Ф., Свирина Ю. В.

Нижегородский филиал Учреждения Российской академии наук Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН., Нижний Новгород, Россия.
pevn@uic.nnov.ru

Исследования феномена фрагментации позволили заключить, что в поликристаллах его первопричиной являются мощные упругие напряжения, источники которых (мезодефекты) возникают на межзеренных границах. Появление таких мезодефектов связано с неоднородностью пластического течения по ансамблю зерен поликристалла. Среди мезодефектов, образующихся при пластической деформации, можно выделить три характерных типа, представляющие наибольший интерес с точки зрения инициации процесса фрагментации. Во-первых, это стыковые дисклинации, которые формируется в стыках или изломах исходных границ в результате рассогласования дополнительных разориентировок, возникающих на границах зерен. Во-вторых, зародышами фрагментации являются дисклинационные диполи, возникающие при пластической деформации на двойном изломе или фасетках границ. Третьим характерным типом является мезодефект типа плоского скопления эквидистантно распределенных дислокаций ориентационного несоответствия.

В настоящей работе проведен анализ результатов компьютерного моделирования кинетики дислокационного ансамбля в упругих полях мезодефектов. Общим для всех видов мезодефектов является то, что, возмущая ламинарный поток дислокаций и порождая аккомодационное скольжение, они создают в своей окрестности области сгущений дислокаций определенного знака, которые перестраиваются посредством скольжения либо в индивидуальные оборванные субграницы, либо в разнозаряженные субграницы (полосы переориентации). Субграницы представляют собой динамические стационарные образования, устойчивые к снятию нагрузки. Средняя разориентировка отдельной субграницы оказывается приблизительно равной половине мощности мезодефекта. Показано, что образование субграниц приводит, во-первых, к существенному снижению упругой энергии системы за счет эффекта экранировки полей напряжений мезодефектов ансамблем дислокаций, во-вторых, к снижению упругой энергии системы за счет расщепления исходных дисклинаций, в-третьих, к уменьшению градиентов внутренних полей напряжений, создаваемых дисклинациями и, как следствие, выравниванию скорости пластической деформации в объеме зерен.

Установлено, что в конгломерате зерен (бикристалле, трикристалле) формирование оборванных дислокационных границ обусловлено аккомодационным движением решеточных дислокаций в суммарном упругом поле различных мезодефектов, возникающих в результате накопления пластических несовместностей на межкристаллитных границах, а также с коллективными эффектами в ансамбле сильно взаимодействующих дислокаций в окрестности наведенных мезодефектов.

Предложена модель, позволяющая объяснить возникновение фрагментов в полосовой структуре под действием сдвигового напряжения. Полосовые структуры (полосы сдвига) являются одним из характерных элементов дефектной структуры металлов на стадии развитой пластической деформации. Как показывают экспериментальные исследования микроструктур, полосовая структура по мере увеличения степени деформации может претерпевать изменения, связанные с формированием в

ней субструктуры в виде областей с различными разориентировками, а в некоторых случаях наблюдается формирование новых зерен внутри полосовых структур.

Компьютерное моделирование в рамках подхода [1], рассматривающего самосогласованное движение ансамбля дискретных дислокаций в полях внутренних и внешних напряжений позволяет получить хорошее качественное и количественное соответствие с экспериментальными данными. Результаты моделирования показали, что разориентированные структуры внутри полосы сдвига формируется как следствие возмущения ламинарного потока дислокаций полями внутренних напряжений от распределенных вдоль границ полосы стенок барьерных дислокаций, возникающих в результате реакций между дислокациями, осуществляющими сдвиг в полосе и дислокациями вторичных систем скольжения. Пример формирования внутренней структуры полосы показан на рис. 1.

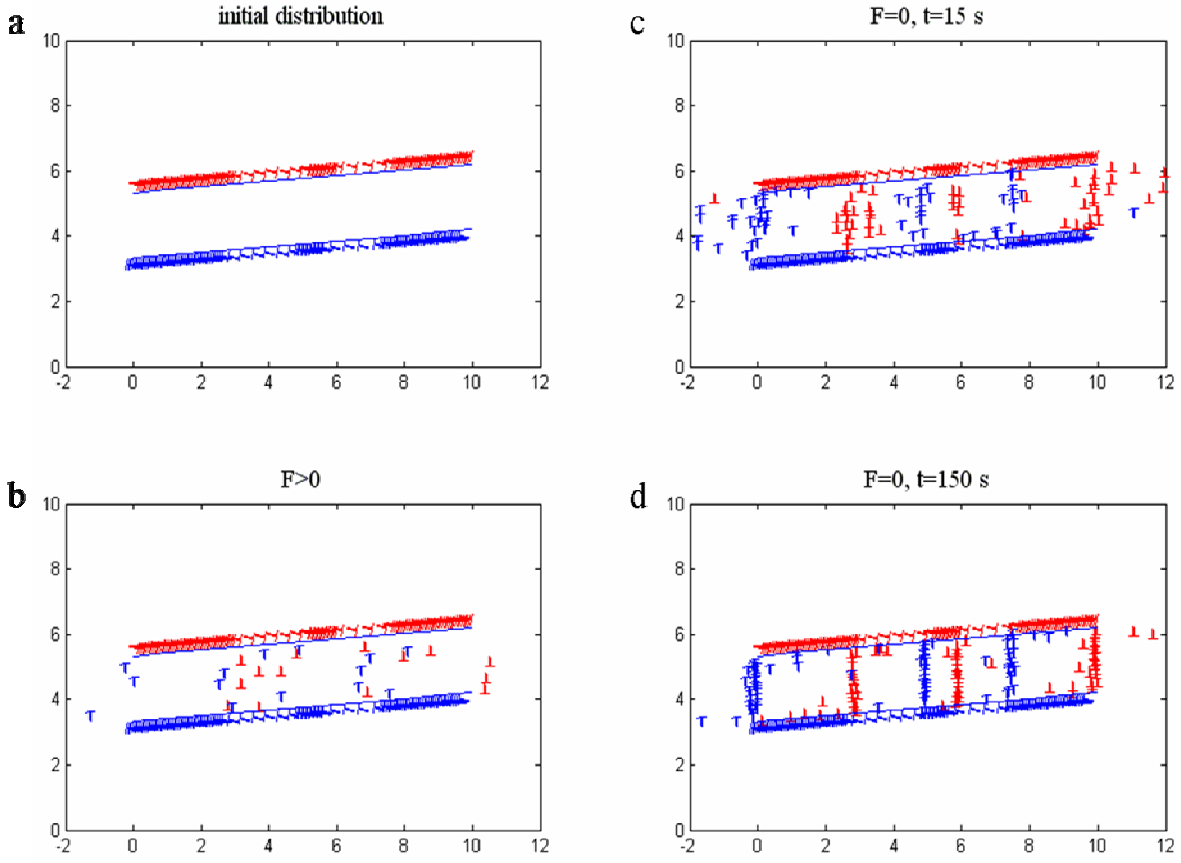


Рис. 1
Процесс формирования внутренней структуры микрополосы.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 09-02-97032-р

Список литературы

1. 1 V.N. Perevezentsev, G.F. Sarafanov. Computer simulation of terminated sub-boundary formation in the disclination elastic field. Materials Science and Engineering A, Volume 503(2009) pp.137-140

АНАЛИЗ УСЛОВИЙ ЗАРОЖДЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН В УПРУГОМ ПОЛЕ ДИСКЛИНАЦИИ, ЭКРАНИРОВАННОМ РАСПРЕДЕЛЕННЫМ ДИСЛОКАЦИОННЫМ АНСАМБЛЕМ

Сарафанов Г. Ф., Перевезенцев В. Н.

Нижегородский филиал Учреждения Российской академии наук Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН., Нижний Новгород, Россия
sarafanov@sinn.ru, pevn@uic.nnov.ru

В условиях развитой пластической деформации характер дефектных структур преобретает качественно иные свойства. Наряду с пластическими трансляциями решетки, возникают и постоянно усиливаются ее пластические ротации [1]. Локализуясь в стыках и изломах границ зерен, они создают стыковые дисклинации, которые вызывают мощные дальнодействующие напряжения, обуславливающие зарождение микротрещин, их развитие и разрушение материала.

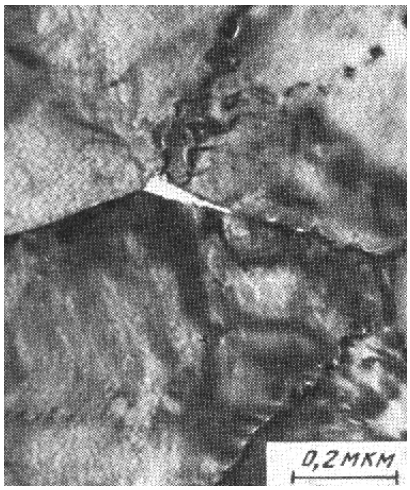


Рис.1. Клиновая микротрещина в стыке зерна, $\varepsilon = 1,03$ [1].

Обычно при построении моделей разрушения материала путем зарождения микротрещин от концентраторов напряжений дисклинационного типа ранее рассматривались лишь экранированные системы − диполи или мультиполи клиновых дисклинаций с равным нулю суммарным вектором ротации. Однако, как показано в [2], более эффективным способом экранировки упругого поля дисклинаций является дислокационное экранирование. Пластическая деформация в окрестности дисклинации вызывает релаксацию ее упругих полей путем образования разориентированных областей в виде оборванных субграниц. С ростом деформации мощность стыковых дисклинаций как и разориентировок субграниц нарастает, достигая значений при которых становится возможным вблизи дисклинаций образование микротрещин.

В настоящей работе проанализирован энергетический критерий зарождения дисклинационной микротрещины, учитывающий то обстоятельство, что упругое поле дисклинации эффективно экранируется распределенным дислокационным зарядом, формирующимся в ее окрестости. В этом случае изменение упругой энергии системы при образовании микротрещины длины $2l$ (характерной по Сен-Венану [3]) равно:

$$\Delta W = 4\gamma l - \iint_{S_L} w(x,y)dxdy = 4\gamma l - \frac{G\omega^2 r_d}{16\pi(1-\nu)^2}\int_0^l g(r/r_d)dr, \qquad (1)$$

Здесь r_d − радиус экранирования упругого поля [2], G − модуль сдвига, γ − эффективнвя поверхностная энергия разрушения, а функция $g(l/r_d)$, согласно [3], определяется следующим образом:

$$g(z) = z\{K_1^2(z)[I_0(2z)-1]+(1-2\nu)K_0^2(z)[I_0(2z)+1]\}, \qquad (2)$$

график ее показан на рис.2.

Из условия $d\Delta W/dl = 0$, нетрудно определить значение пороговой мощности дисклинации:

$$\omega_c = (1-\nu)\sqrt{\frac{32\gamma}{Gr_d f_{max}}}, \qquad (3)$$

при котором происходит зарождение микротрещины длины l_c.

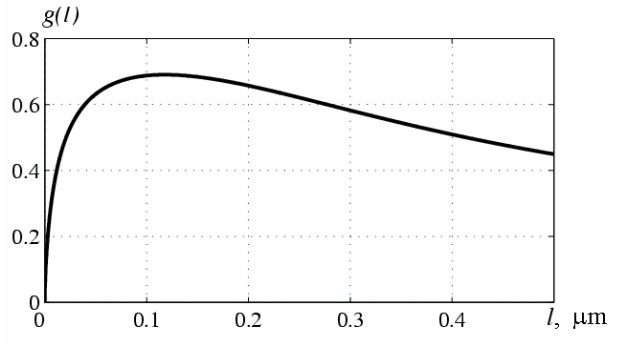


Рис. 2. Зависимость функции $g(l)$ от длины микротрещины l

Учитывая свойства функции (2), имеем: $f_{max} \approx 0,7$ при $l_c \approx 0,6r_d$. При типичных значениях параметров $\gamma = Gb/8,\ \nu = 1/3$ равенство (3) сводится к характерному виду:

$$\omega_c \sim \sqrt{5b/r_d}.$$

Сделаем оценки: при $b = 3\cdot 10^{-8}\,\text{cm},\quad r_d = 0.15\mu m$ имеем $\omega_c \approx 6^0,\ l_c \approx 0,09\mu m.$

Рассмотрим теперь более сложный случай бикристалла, состоящего из деформируемой и недеформируемой областей, где на межкристаллитной границе расположена дисклинация мощности $-\omega$, в поле растягивающих напряжений которой возникает микротрещина длины $2l$. Оценки показывают, что в этом случае критическое значение мощности дисклинации несколько увеличиваются. В целом, при типичных значениях, рассматриваемых выше, получаются оценки следующего вида

$$\omega_c \sim \sqrt{\frac{2,5b}{r_d}} \approx 0,07^0,\ l_c \approx 0,18\mu m.$$

По мере увеличения мощности стыковой дисклинации (при продолжающейся пластической деформации) микротрещина стабильно подрастает. Другими словами пластическая деформация, экранирующая упругое поле дисклинации, не позволяет микротрещине лавинообразно расти, что произошло бы без учета пластической релаксации.

Итак, из результатов работы и анализа предыдущих работ [1] следует вывод, что значение пороговой мощности дисклинации, при которой происходит зарождение микротрещины может быть записано в виде общей формулы

$$\omega_c \sim \kappa\sqrt{\frac{b}{R_d}},$$

где κ – некоторый коэффициент, несколько превышающий единицу, b – модуль вектора Бюргерса, R_d – радиус экранирования упругого поля в рассматриваемой системе. При значениях $\omega > \omega_c$ существуют две критические длины l^* и l_c. При возникновении в системе критической длины l^* начинается неустойчивый рост трещины, который прекращается при достижении значения l_c. Чем в системе меньше R_d, тем меньше и l_c. Например, в кристалле без дислокаций размера R значение $R_d = R,$ соответственно и значение $l_c = R,$ т.е. стабилизация наступает при разрушении кристалла. При учете экранирующего эффекта от распределенного дислокационного ансамбля рост микротрещины до характерной длины l_c носит стабильный характер, хотя само нарастание происходит довольно быстро.

Наличие недеформированных зерен в поликристалле в целом понижает деформационный порог образования микротрещин.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 09-02-97032-р

Список литературы

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов.-М.: Металлургия,1986.-224с.
2. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. Экранирование упругого поля дисклинаций дислокационным ансамблем // Физика твердого тела.- 2007, т.49. вып.10, с.1780-1786.
3. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. - М.: Атомиздат,1972. -599с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА МАРКИ ВТ1-0 ЗАКАЛЕННОГО ИЗ α И (α+β) ОБЛАСТИ

Нечаенко Д. А., Иванов М. Б., Белоусов С. В, Колобов Ю. Р., Манохин С. С.

НОиИЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», Белгородский государственный университет, Белгород, Россия

Титан технической чистоты марки ВТ1-0 содержит достаточно большое количество примесей – азота, кислорода, углерода и железа. Их суммарное количество достигает почти 0,9 ат.%. В зависимости от вида термообработки указанные примеси могут находиться в твердом растворе (внедрения и замещения), а также формировать различные вторичные фазы, резко изменяющие механические свойства материала [1].

Существуют доказательства значительного влияния малорастворимых примесей (в основном, углерода) на стабилизацию микроструктуры технически чистого титана в субмикрокристаллическом состоянии [2].

В настоящей работе приводятся результаты исследования влияния режима закалки и последующего низкотемпературного отжига на механические свойства титанового сплава ВТ1-0.

В качестве материала для исследований использовался титановый сплав ВТ1-0 удовлетворяющий требованиям ОСТ1 90013-81, ОСТ1 90173-75.(табл. 1)

Таблица 1. Химический состав титанового сплава ВТ1-0.

Химический состав, масс. %	Ti- основа						
	Al	C	N2	Fe	Si	H2	O2
требование	≤0,70	≤0,07	≤0,04	≤0,25	≤0,10	≤0,006	≤0,20
Факт.	0,010	0,004	0,003	0,12	0,002	0,0008	0,143

Материал подвергали часовым низкотемпературным отжигам в диапазоне температур 300–500 °С после различных режимов закалки в воду: закалка с температур 870, 900°С и закалка с температуры 870 °С после ступенчатого отжига 920→870°С.

Микроструктура полученных образцов была исследована методами оптической металлографии на оптическом микроскопе Olympus GX71, растровой электронной микроскопии в режиме обратно рассеянных электронов (BSE) на РЭМ FEI Quanta 600 FEG и просвечивающей электронной микроскопии на ПЭМ FEI Tecnai G2 F20 S-TWIN, а так же методами энерго-дисперсионного микроанализа с помощью приставки фирмы EDAX к РЭМ и программного обеспечения Genesis Microanalysis Software. Исследования механических свойств на растяжение проводились по ГОСТ 1497-84 со скоростью деформирования 1,5 мм/сек.

В ходе выполнения данной работы было установлено, что в титановом сплаве ВТ1-0 за счет малых концентраций железа (0,12 мас. %) существует отчетливо выраженная (α+β) область: при температурах ниже 900 °С β-фаза обнаруживается в тройных стыках зерен α-фазы, либо между пластинами α-фазы, в зависимости от предыдущих этапов термообработки.

В результате термообработки при закалке с температуры 900°С (α+β область с примерно равными долями α и β фазы) на всем сечении образца наблюдается структура со средним размером зерна порядка 10 мкм представленная как глобулярными зернами первичной α-фазы, так и зернами с β-превращенной структурой, имеющими пластинчатую морфологию (рис. 1).

Исследования механических свойств (рис. 2) показали, что последующий после закалки низкотемпературный отжиг приводит к значительному повышению прочностных характеристик и снижению пластичности по сравнению с закаленным состоянием.

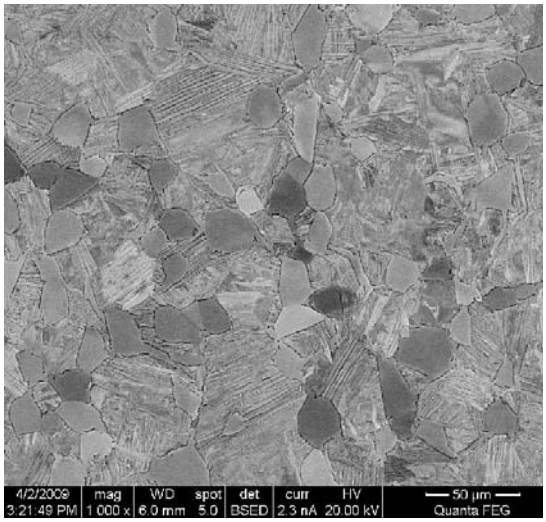


Рис. 1. Микроструктура титанового сплава ВТ1-0 после закалки с температуры 900°С.

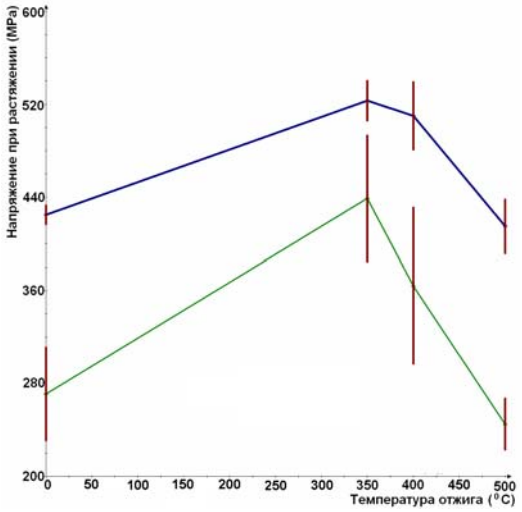


Рис. 2. Зависимость прочности и условного предела текучести титанового сплава ВТ1-0 от температуры отжига после закалки с 900^0С.

После закалки с температуры 870°С в материале сформировалась структура представленная в основном зернами α-фазы со средним размером порядка 18 мкм. (рис 3.) Методами растровой электронной микроскопии выявлено наличие пластинчатой β-превращенной структуры в тройных стыках.

С помощью энерго-дисперсионного анализа установлено, что в тройных стыках концентрация железа составляет порядка 2,7% (по массе), в то время как в зернах α-фазы концентрация железа <<0.1%.

Обнаружено незначительное повышение прочностных свойств, при низкотемпературных отжигах по сравнению с закаленным состоянием. После данной термообработки упрочняющий эффект при отжиге выражен слабее (рис. 4) по сравнению с закалкой с более высокой температуры (900°С).

Исследование микроструктуры титанового сплава ВТ 1-0 после ступенчатого отжига 920→870°С и закалки с температуры 870°С показало, что в материале сформировалась пластинчатая крупнозернистая структура (рис. 5, 6). В данном состоянии также обнаружена повышенная концентрация железа порядка 1,8% (по массе) между пластинами α-фазы.

Результаты механических испытаний показали, что в данном состоянии при низкотемпературный отжиг после закалки приводит только разупрочнение материала. Электронно-микроскопические исследования показали, что после закалки и отжига в первичной α-фазе выделяются дисперсные частицы нестехиометрических

карбидов титана. В β-превращенной структуре, будь то тройные стыки зерен α-фазы при закалке от 870°С или зерна первичной β-фазы при закалке от 900°С, на границах и субграницах при отжиге выделяется интерметаллид TiFe.

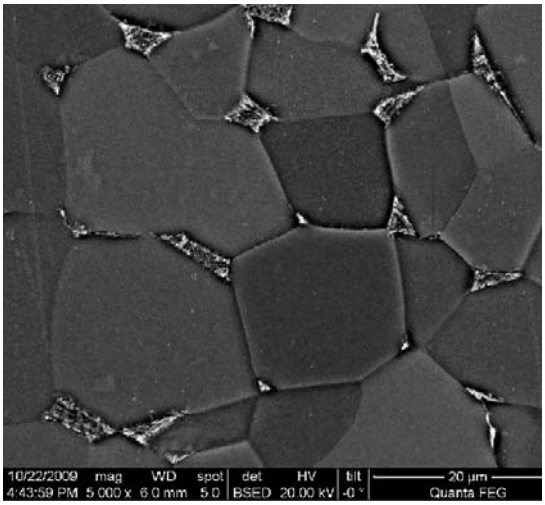


Рис.3. Микроструктура титанового сплава ВТ1-0 после закалки с температуры 870°С.

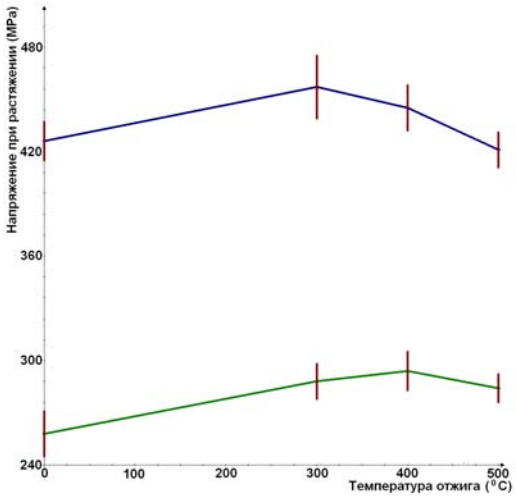


Рис. 4. Зависимость прочности и условного предела текучести титанового сплава ВТ 1-0 от температуры отжига после закалки с 870°С.

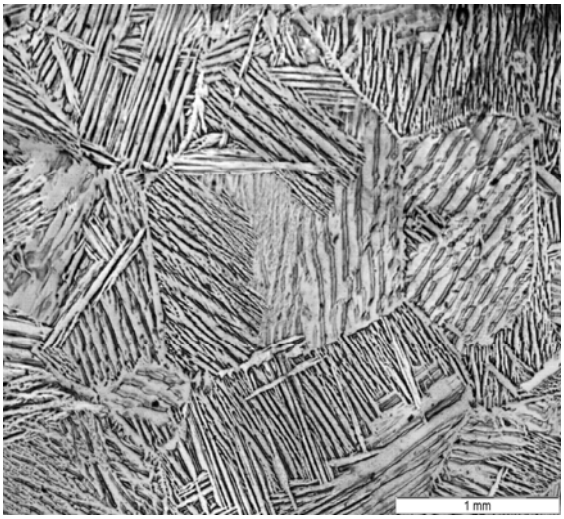


Рис. 5. Микроструктура титанового сплава ВТ1-0 после ступенчатого отжига 920 → 870 и закалки с температуры 870°С. (оптическая металлография)

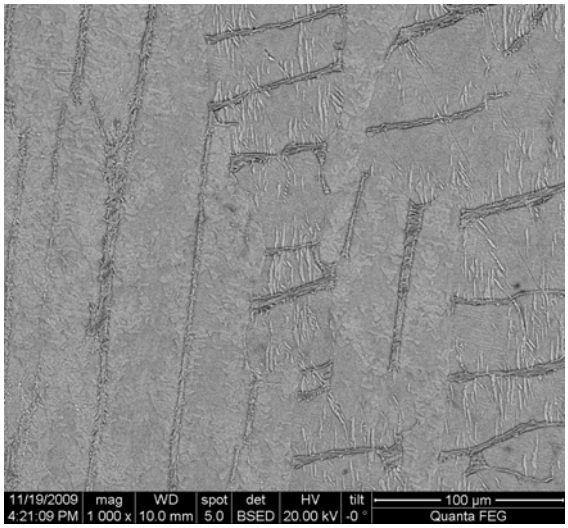


Рис. 6. Микроструктура титанового сплава ВТ 1-0 после ступенчатого отжига 920→870 и закалки с температуры 870°С. (РЭМ)

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать предварительное заключение, что технически чистый титан марки ВТ1-0 склонен к термической обработке (закалке и старению) за счет малого содержания железа. Железо может быть зафиксировано в твердом растворе β-превращенной структуры и способно формировать при старении дисперсные вторичные фазы, приводящие к увеличению более чем в 1,5 раза предела текучести технически чистого титана марки ВТ 1-0.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке в рамках государственных контрактов №02.523.11.3007, №02.740.11.0137 и П329, с использованием аналитического оборудования ЦКП БелГУ.

Список литературы

1. Колачев , Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов/Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А.Ливанов ,- М.: МИСИС, 2005.-432с
2. Колобов, Ю.Р. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов / Ю.Р.Колобов, Р.З. Валиев, Г.П. Грабовецкая и др.-Новосибирск: Наука., 2001.-232 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОДОРОДОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Манохин С. С., Иванов М. Б., Колобов Ю. Р.

Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия, manohin@bsu.edu.ru

Известно, что в результате формирования в металлах и сплавах ячеистых, полигонизованных и ультрамелкозернистых (УМЗ) структур можно существенно улучшить их механические свойства [1,2]. Недостатком таких структур является то, что рост зерен и резкое снижение механических свойств в таких материалах начинается при относительно низких температурах (близких к 0,4Т плавления) [2]. Так, для изделий из титанового сплава ВТ6, эксплуатация ограничена температурой порядка 300–350 ºС [3,4]. В связи с этим, существует повышенный интерес исследователей к сплавам на основе Ti_3Al (α_2-фазы). Сплавы, содержащие интерметаллиды, обладают высокой удельной жаропрочностью, модулем упругости и жаростойкостью. Однако проблема низкой технологичности при обработке давлением ограничивает их широкое применение. Промышленные жаропрочные сплавы по повышению характеристик жаропрочности можно расположить в следующем порядке ВТ6→ВТ3-1 →ВТ8→ВТ8-1→ВТ9→ВТ22→ВТ18У→ВТ36 [3].

Эффективным методом процесса формирования ультрамелкозернистой структуры α+β титановых сплавов является обратимое легирование водородом (ОЛВ) [5]. В титановом сплаве ВТ6 большое различие в коэффициентах диффузии водорода и легирующих элементов позволяет реализовать при небольших температурах дегазации превращение метастабильной β-фазы в α-фазу с выделением дисперсных частиц α-фазы. Растворяясь в основном в β-фазе, водород повышает способность к пластической деформации материала [6]. Этот эффект позволяет улучшить технологичность обработки жаропрочных титановых сплавов [7].

Целью работы являлось показать на примере титанового сплава ВТ6 возможности контролируемого управления микроструктурой и фазовым составом сплава, а следовательно его механическими свойствами в результате обработки материала образцов ОЛВ в сочетании с теплой листовой прокаткой.

В работе использовали титановый сплав марки ВТ6, поставщик ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» (г. Верхняя Салда). Химический состав, %(масс.): 6,8Al;5,2V;прочие 1.3, остальное Ti.

Исходная микроструктура сплава ВТ6 представлена равноосными зернами размером порядка 20 мкм. Также имеются β превращенные внутризеренные пла-

стинчатые выделения α-фазы порядка 4 мкм. Они чередуются с прослойками β-фазы размер которых, порядка 2 мкм.

По данным рентгеноструктурного анализа объемная доля α и β-фаз 87 и 13%, соответственно. Параметры кристаллической решетки для ГПУ модификации (α-фазы) αa =2,92Å, αc= 4,66 Å, для ОЦК (β-фазы) a=3,21 Å.

Наводораживающий отжиг образцов проводили до концентрации 0,8% (по массе) при температуре 800 ºС (является выше Тп.п (α+β→β) сплава ВТ6 с данным содержанием водорода). В результате сплав с водородом был представлен практически 100% β-фазой (первичной) с размерами зерен порядка 150-200 мкм.

Вакуумный отжиг для дегазации водорода проводили при температуре 600°С. Продолжительность времени отжига для исследуемых образцов не более 30 минут (рассчитывалась методом, данным в работе [7]).

Согласно данным рентгеноструктурного анализа в интервале температур предварительного отжига 700-750 ˚С, в образцах после дегазации обнаруживаются рефлексы упорядоченной α_2-фазы (Ti_3Al). Поскольку некоторые рефлексы α_2-фазы совпадают с рефлексами α-фазы, то наблюдается несимметричность формы пиков и их уширение. Состояния, в которых присутствует α_2-фаза, характеризуются уменьшением объемной доли β-фазы и увеличением параметра «а» кристаллической решетки α-титана. Показано, что объемная доля α_2-фазы существенно зависит от степеней деформации предварительной теплой пластической деформации.

Электронно-микроскопические исследования подтверждают наличие в структуре упорядоченной α_2-фазы. Об этом свидетельствуют сверхрефлексы на изображениях микродифракций. На рис.1 приведено светлое и темное поле, полученное в сверхрефлексах $(100)_{\alpha 2}$. Размер выделившейся α_2-фазы не превышает 400 нм.

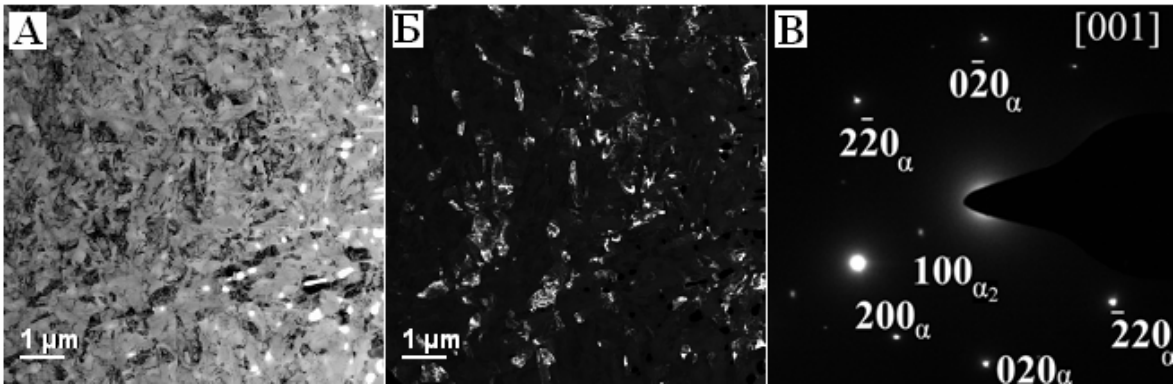


Рис.1. Микроструктура сплава ВТ6, сформированная в результате обратимого легирования водородом в сочетании с термомеханической обработкой. Просвечивающая электронная микроскопия: А) светлое поле; Б) темное поле полученное в сверхрефлексе $(100)\alpha_2$.Ось зоны [001] В) микродифракция 0,25 мкм^2 (с расшифровкой).

Методами растровой электронной микроскопии установлено, что в результате теплой пластической деформации прокаткой по мере увеличения степеней деформации до 50% изначальная пластинчатая морфология сменяется глобулярной.

Исследование механических свойств показало прирост прочностных свойств лишь в тех образцах, в составе которых рентгенографически обнаруживается наличие α_2-фазы. Так, временное сопротивление разрыву при 600 ˚С и скорости испытаний $2*10^{-3}$ c^{-1}для исходного состояния равно 360 МПА, а при предварительной теплой прокатке на степень деформации 20 % и предварительным отжигом в двухфазной области в течении 30 минут равно 490 МПа. Известен факт, кристаллиты α_2-фазы способны интенсивно блокировать движение дислокаций при деформации, тем

самым способствуя повышению значений характеристик прочности [8,9]. Ранее в работе [10] для титанового сплава ВТ6 было показано, что α_2-фаза может возникнуть в малых количествах в результате классических изотермических отжигов, но длительность выдержек достигала 200-300 часов.

Являясь β-стабилизатором, водород при повышении концентрации в сплаве, приводит к существенному повышению растворимости и содержания Al в α-фазе в процессе предварительного отжига [5,8]. Из диаграммы состояния Ti-Al следует, что при концентрации алюминия в α-фазе более 8 масс.%, создаются предпосылки для развития процессов упорядочения и образования α_2-фазы [11]. Температуры вакуумного отжига 600-700˚С и его длительности при дегазации достаточно для удаления водорода до безопасных концентраций, но не достаточно, чтобы преодолеть энергетический барьер растворения α_2-фазы. В результате такой обработки формируется УМЗ структура с контролируемой морфологией (пластинчатой или глобулярной), содержащая α_2-фазу, не свойственная сплаву ВТ6 в обычном состоянии.

Таким образом, варьируя параметрами (степень деформации предварительной теплой пластической деформации, значениями температуры и временами предварительных отжигов) приведенной выше обработки, возможно управлять фазовым составом, структурой и в итоге механическими свойствами титанового сплава ВТ6.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке в рамках государственных контрактов №02.523.11.3007, №02.740.11.0137 и П329, с использованием аналитического оборудования ЦКП БелГУ.

Список литературы

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов.-М.: Металлургия, 1986.-224 с.
2. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и другие, "Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов" // Наука.-2001.-232 с.
3. Колачев Б.А. и др. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники-М., МАИ,2001.-412 с.
4. Gogia A.K., High-temperature Titanium alloys//Defence Science Jornal,Vol.55,No.2, April 2005, pp.149-173.
5. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. – М.: Наука, 1994. – 304 с.
6. Teter D.F, Robertson I.M.and Birnbaum H.K. The Effects of Hydrogen on Deformation and Fracture of β-titanium. Acta. mater.,2001,Vol.49, pp.4313-4323.
7. Ильин А.А, Колачев Б.А., Носов В.К, Мамонов Л.М. Водородная технология титановых сплавов. - М.: МИССИС, 2002.- 392 с.
8. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. - М.: МИССИС,2005.-432 с.
9. Кан Р.У., Хаазен П.Т. Физическое металловедение. Т.3.- М.: Металлургия, 1987.-663 с.
10. Цвиккер У. Титан и его сплавы.- М.: Металлургия, 1979. – 505 с.
11. A.A. Il'in, S.V. Skvortsova, and A. M. Mamonov Control of the structure of titanium alloys by the method of thermohydrogen treatment// Material Science, Vol.44, No. 3, 2008.

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ПОД НАГРУЗКОЙ

Пугачева Н. Б., Гурченко Т. М., Замятин А. Н.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
micro@imach.uran.ru

Диффузионные боридные покрытия весьма эффективны для поверхностного упрочнения деталей машин и инструмента, работающих в условиях трения без смазки или в коррозионных средах, а также при абразивном изнашивании. В экстремальных условиях воздействия высоких температур или коррозионно-активных сред борированный поверхностный слой претерпевает существенные изменения, что влияет на его эксплуатационные свойства. Различные газовые атмосферы также оказывают влияние на процессы деградации боридных покрытий. Такие газы, как азот и водород хорошо растворяются в сталях и могут существенно влиять на свойства поверхностных слоев, а кислород является активным окислителем и вызывает бурное образование оксидов. Вопросу влияния атмосферы на изменение строения и свойств различных, в том числе и боридных, покрытий, до сих пор уделялось мало внимания. Следует отметить, что боридные покрытия, как и все диффузионные, характеризуются структурной наследственностью, которая проявляется в легировании внешней зоны элементами стали-основы, что безусловно сказывается на защитных свойствах. В связи с этим, интерес представляют исследования изменения структуры, химического состава и характер разрушения боридных покрытий на углеродистой и легированной сталях в условиях резкого изменения температур в окислительных и восстановительных атмосферах.

Диффузионные боридные покрытия наносили на образцы из углеродистой стали марки Ст3 и легированной штамповой стали 4Х5МФС в порошковых насыщающих смесях на основе карбида бора с галоидными активаторами. Температура выдержки в печи 900 °С, длительность 5 ч. Микроструктуру покрытий исследовали на оптическом микроскопе NEOPHOT-21 и растровом электронном микроскопе TESCAN с программным обеспечением VEGA. Характер распределения элементов по толщине покрытий проводили с помощью энергодисперсионный приставки OXFORD с программным обеспечением INCA. Фазовый состав покрытий определяли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu в k_α излучении хрома. Микротвердость покрытий определяли на приборе LEICA с программным обеспечением Materials Workstation при нагрузке 10 г.

Микроструктура, фазовый состав и характер распределения элементов по толщине боридных покрытий существенно зависит от химического состава основы. На малоуглеродистой стали Ст3 борированный слой имеет игольчатое строение, состоит из боридов FeB, Fe_2B и характеризуется микротвердостью 25 ГПа (рис.1 *а*). На штамповой стали 4Х5МФС в покрытии образуются бориды железа, легированные Cr, Mo, V, а также бориды V_2B, Mo_2B,Cr_5B_3, кремний оттесняется от поверхности в переходную зону между основой и покрытием (рисунок 1 б). Легирующие элементы штамповой стали тормозят процесс насыщения бором – при одинаковых режимах насыщения на стали 4Х5МФС формируется покрытие на 5 – 10 мкм тоньше по сравнению с малоуглеродистой сталью Ст3. Поэтому и значения микротвердости внешней зоны покрытия на штамповой стали выше – до 30 ГПа.

Для оценки стойкости боридных покрытий к растрескиванию проведены испытания, позволяющие осуществлять циклический нагрев образцов до заданной температуры в условиях постоянно действующих механических напряжений растяжения.

Режим термоциклирования – нагрев до 700, 800 и 900 °С на воздухе, в атмосфере азота или водорода, к одному концу образцов подвешивали груз 19,6 кГ. Длительность цикла составляла 2 минуты (1 минута нагрев и 1 минута охлаждение) В процессе эксперимента проводили фотосъемку образцов при максимальной и минимальной температуре каждого цикла.

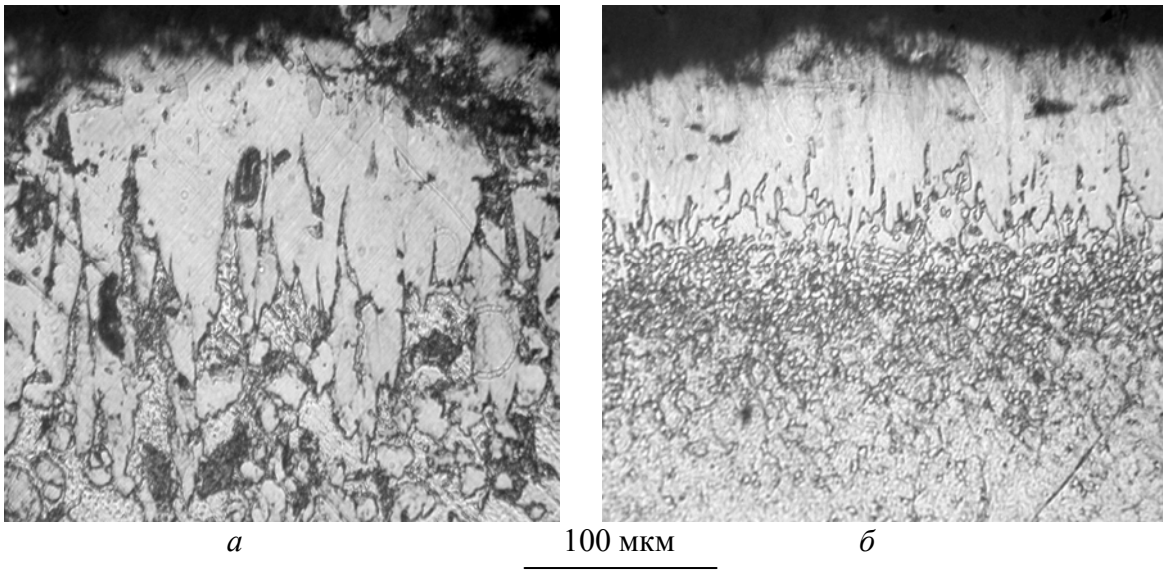
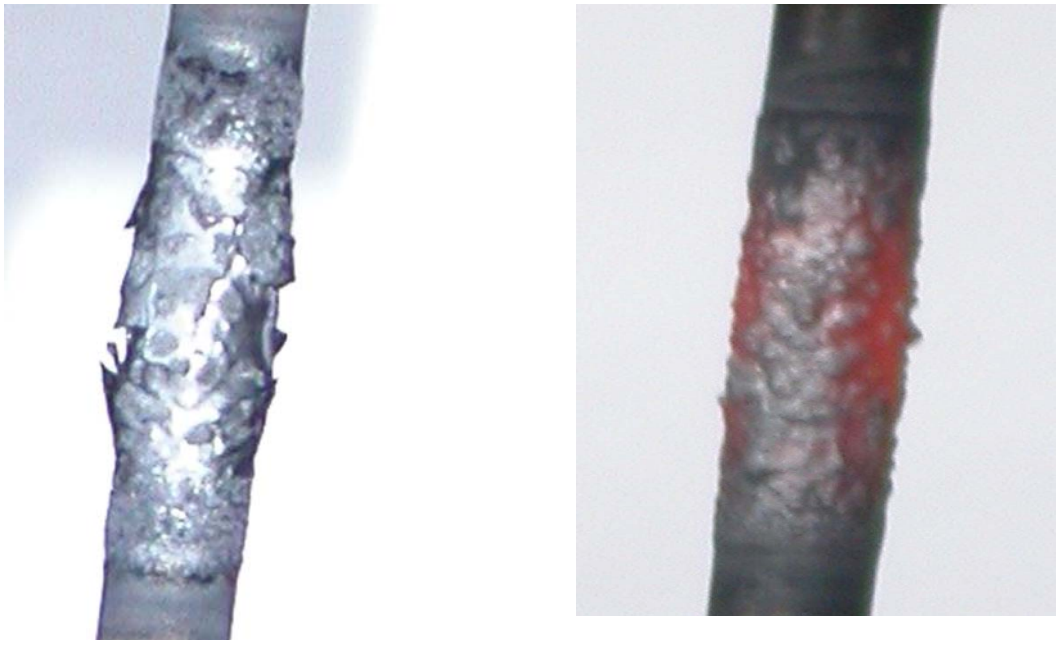


Рис. 1. Микроструктура исследованных боридных покрытий: *а* – на углеродистой стали Ст3; *б* – на штамповой стали 4Х5МФС.

Быстрое изменение температуры при одновременном воздействии растягивающих напряжений вызывает появление микротрещин в боридных покрытиях. Атмосфера оказывает существенное влияние на дальнейший характер деградации борированного слоя. На воздухе происходит проникновение атомов кислорода по границам боридов в сталь-основу, затем образование оксидов железа и выталкивание покрытия этими оксидами с разворотом игл боридов и разрывом связей между ними и основой. В атмосфере азота образуются крупные (до 0,2 мм длиной) игольчатые нитриды, которые также разрывают покрытие. В восстановительной атмосфере водорода происходит только растрескивание и выкрашивание покрытия.

Проведенные исследования показали значительное влияние конечной температуры термоциклирования на стойкость покрытия: чем выше максимальная температура цикла, тем быстрее происходит деградация покрытия. На обеих исследованных сталях разрушение покрытий происходит путем их постепенного отслаивания от поверхности образцов (рис. 2). Легированность штамповой стали хромом способствует повышению долговечности покрытия. На стали марки Ст3 даже при максимальной температуре цикла 700 °С заметно развиваются процессы окисления, ускоряющие отслаивание борированного слоя. На стали 4Х5МФС происходит постепенное довольно медленное отслаивание боридов даже при температуре нагрева 900 °С.

Результаты термоциклирования приведены в таблице. В качестве показателей долговечности выбраны следующие показатели: N_1 – количество циклов до появления первых локальных повреждений покрытия в виде пузырей, N_2 – количество циклов до повреждения покрытия по всей площади поверхности и N_3 – количество циклов до разрыва образца, который происходил посередине рабочей части. Некоторые образцы после повреждения покрытия на всей поверхности не доводили до разрушения, поэтому значения показателя N_3 в таблице не приведены. На некоторых образцах локальные повреждения покрытия сохранялись до разрыва образца, поэтому для них не приведены значения показателя N_2.



а *б*

Рис. 2. Поверхность образцов после термоциклирования до 900 °С на воздухе после 5 цикла: *а* – покрытие на Ст3, *б* – покрытие на 4Х5МФС

Таблица. Количество циклов до локального (N_1) и массивного (N_2) повреждения боридных покрытий и до разрыва образца (N_3) при термоциклировании в разных атмосферах

№	Температура °С	Атмосфера	Марка стали	N_1	N_2	N_3
1	700	воздух	Ст3	2	10	56
			4Х5МФС	2	50	100
2		азот	Ст3	2	20	-*
			4Х5МФС	1	30	-*
3		водород	Ст3	-**	-**	50
			4Х5МФС	8	35	-*
4	800	воздух	Ст3	1	2	11
			4Х5МФС	2	4	37
5		азот	Ст3	2	10	-*
			4Х5МФС	13	30	-*
6		водород	Ст3	5	-**	49
			4Х5МФС	2	5	13
7	900	воздух	Ст3	1	2	9
			4Х5МФС	-**	-**	5
8		азот	Ст3	1	5	-*
			4Х5МФС	1	-**	7
9		водород	Ст3	2	-**	2
			4Х5МФС	1	-**	2

* – образец до разрушения не испытывался
** – поверхность образца с покрытием сохранялась гладкой

ВЛИЯНИЕ ГАЗОВОЙ АТМОСФЕРЫ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ДИФФУЗИОННЫХ БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ПОД НАГРУЗКОЙ

Пугачева Н. Б., Смирнов С. В., Замараев Л. М., Замятин А. Н., Гурченко Т. М., Трушина Е. Б., Антенорова Н. П.

**Институт машиноведения УрО РАН,Екатеринбцрг, Россия,*
nat@imach.uran.ru

В настоящее время накоплен большой опыт по нанесению и эксплуатации диффузионных боридных покрытий, которые весьма эффективны для поверхностного упрочнения деталей машин и инструмента, работающих в условиях трения без смазки или в коррозионных средах, а также при абразивном изнашивании. Для некоторых деталей технологического цикла, например штампов горячего деформирования или кристаллизаторов непрерывного литья, температура на поверхности может достигать 1000 – 1300 °С. В таких экстремальных условиях борированный поверхностный слой претерпевает существенные изменения, что влияет на его эксплуатационные свойства. Различные газовые атмосферы также оказывают влияние на процессы деградации боридных покрытий: окислительные атмосферы приводят к образованию оксидов, нитридов, которые могут влиять на прочность и защитные свойства покрытия, а восстановительные исключают побочные химические реакции и позволяют проследить за деформацией и разрушением «идеального» борированного слоя. Научный и практический интерес представляют исследования изменения структуры, химического состава и характер разрушения боридных покрытий в условиях резкого изменения температур в окислительных и восстановительных атмосферах.

В работе исследовано диффузионное боридное покрытие, нанесенное в порошковой смеси на основе карбида бора на малоуглеродистую сталь марки Ст3. Микроструктуру покрытия исследовали с помощью оптического микроскопа NEOPHOT-21 при увеличениях от 200 до 500 крат. Рельеф поверхности после испытаний на термоциклирование – на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU и оптическом интерферометре Veeco. Локальный химический состав покрытий оценивали с помощью системы рентгеновского волнодисперсионного (ВДС) микроанализа INCA WAVE 700, а характер распределения элементов по поверхности шлифов - энергодисперсионного (ЭДС) микроанализа INCA ENERGY 450 с ADD детектором, оснащенных персональным компьютером и программным обеспечением INCA. Фазовый состав покрытий определяли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu в k_α излучении хрома. Микротвердость измеряли на приборе LEICA с программным обеспечением Materials Workstation при нагрузке 10 г.

Термоциклирование образцов под нагрузкой проводили на специализированном стенде, позволяющем осуществлять циклический нагрев образцов до заданной температуры в условиях постоянно действующих растягивающих напряжений. Схема стенда приведена на рис.1. Образец (1) устанавливался в устройстве для подвески (2) образца. К нижнему его концу подвешивается наборный груз (3). Образец нагревался путем пропускания через него переменного тока силой до 250 А, а температура замерялась оптическим пирометром Луч-С (4). Погрешность прибора при измерении температуры в диапазоне до 1100 °С составляет 0,5%. Стенд позволяет с помощью датчика (5) определить удлинение образца в процессе термоциклирования, которое фиксируется во времени на двухкоординатном самописце Н307(6).

В экспериментах использовались стандартные пятикратные цилиндрические образцы для испытаний на растяжение с диаметром рабочей части 5 мм. К одному концу образца подвешивали груз 193 Н. Длительность цикла составляла 2 минуты: 1

минута – нагрев, 1 минута – охлаждение. Отключение тока проводили по достижении температур 800, 900 и 1000 °С по показаниям пирометра. В процессе термоциклирования проводилась видео и фотосъемка образцов в конце каждого цикла нагрева и охлаждения. Поверхность образцов после испытаний исследовали на сканирующем электронном микроскопе и интерферометре. На отдельных образцах исследовали микроструктуру сохранившегося покрытия и измеряли его микротвердость на поперечных шлифах.

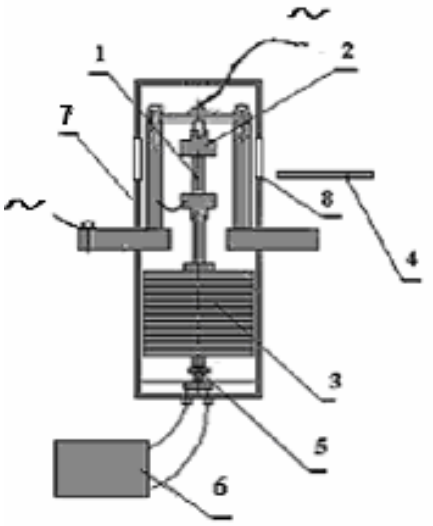


Рис.1. Схема испытательного стенда для проведения термоциклирования образцов под нагрузкой: 1 – образец; 2 – устройство для подвески образца; 3 – наборный груз; 4 – оптический пирометр Луч-С; 5 – датчик измерения удлинения образца; 6 – двухкоординатный самописец Н307; 7 – защитный колпак (используется при испытаниях в защитной атмосфере); 8 – кварцевые окна

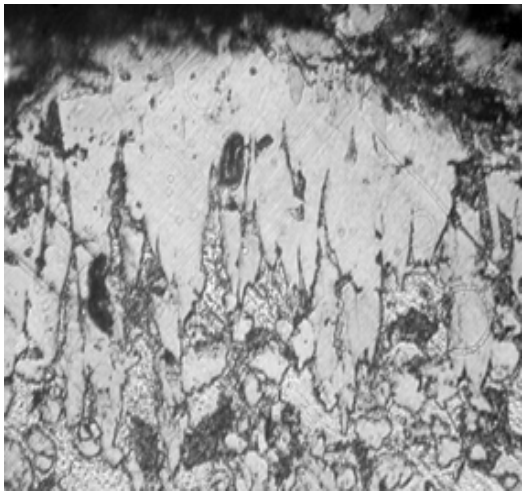


Рис. 2. Микроструктура покрытия на стали малоуглеродистой стали марки Ст 3

Диффузионное боридное покрытие на малоуглеродистой стали представляет собой послойное чередование игольчатых боридов FeB (на поверхности) и Fe_2B (вблизи основы). Микроструктура покрытия в исходном состоянии представлена на рис. 2.

При термоциклировании образцов с покрытиями первоначально происходит локальное повреждение слоя боридов. В окислительной атмосфере (воздух, азот) это выражается в точечном «вспучивании» покрытия, на поверхности появляются пузыри, размеры которых увеличиваются с ростом максимальной температуры цикла и количества циклов. Известно, что бориды обладают достаточно высокой стойкостью к окислению. Однако проникновение кислорода на границу с основой может происходить достаточно быстро по линейным межзеренным границам боридных игл, расположенным перпендикулярно поверхности. Здесь кислород активно окисляет стальоснову, происходит образование оксида железа Fe_2O_3, который выталкивает наружный борированный слой. При проведении испытаний в воздушной атмосфере происходит интенсивное окисление стали под покрытием уже после 10 циклов (рис. 3 *а*). В момент разрушения образца довольно толстый слой окислов вместе с покрытием отшелушивается от поверхности и диаметр образца значительно уменьшается. При термоциклировании в атмосфере азота окислительные процессы происходят иначе. С помощью растрового электронного микроскопа на ровных участках поверхности хорошо видны границы поперечных сечений игл боридов и иглы боридов, развернутые вдоль поверхности образца на участках с «пузырями» (рис.3 *б*), а под ними –

оксиды железа, что свидетельствует о некотором незначительном присутствии кислорода на поверхности исходного образца.

В восстановительной атмосфере водорода исключено образование оксидов железа. Первые локальные повреждения покрытия выражаются в растрескивании слоя боридов. При максимальной температуре цикла 800 °С в водороде образец разрушился после 50 циклов, при этом его диаметр в области разрушения уменьшился от 5 мм до 0,65 мм за счет интенсивной пластической деформации стали-основы на участках растрескивания покрытия. Сохранившиеся боридные «островки» характеризуются повышенной шероховатостью поверхности (0,01 мм) по сравнению с исходным покрытием (0,005 мм).

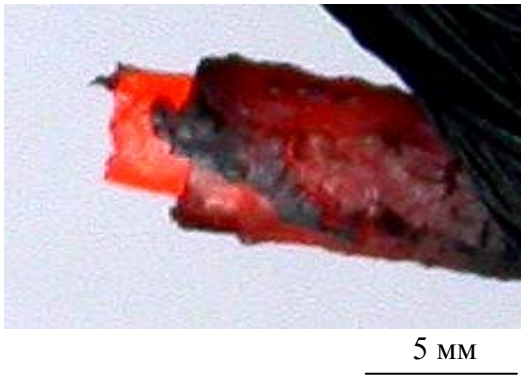




Рис. 3. Характер повреждения поверхности при термоциклировании на воздухе (*а*) и в атмосфере азота (*б*)

Увеличение максимальной температуры цикла до 1000 °С при испытаниях в водороде привело к оплавлению покрытия вблизи зоны разрыва образца, которое произошло после второго цикла. Поверхность образцов вблизи зоны разрушения гладкая, на отдельных участках наблюдается характерный для дендритного строения рельеф. На шлифе, изготовленном вдоль образца, хорошо видно глубокое (до 2 мм) проникновение эвтектики в основу. По данным локального микрорентгеноспектрального ВДС анализа содержание бора в эвтектике составляет около 2 мас. %. Вблизи головок покрытие сохранилось полностью, однако содержание бора в нем уменьшилась до 8 – 10 мас. % (в исходном покрытии бора содержится 18 – 22 мас. %).

Таким образом, по результатам испытаний на термоциклирование под нагрузкой показано, что изменение температуры при одновременном воздействии растягивающих напряжений вызывает появление микротрещин в покрытии из боридов железа. Атмосфера оказывает существенное влияние на дальнейший характер деградации борированного слоя. В окислительной атмосфере происходит проникновение атомов окислителя сквозь бориды на границу с основой, затем образование на этой границе продуктов окисления и выталкивание покрытия с разворотом игл боридов и разрывом связей между ними и основой. В восстановительной атмосфере после появления в боридном покрытии первых трещин происходит пластическая деформация стали-основы. Это обеспечивает значительную деформацию образца вблизи участка разрыва (относительное сужение площади поперечного сечения вплоть до 98 %). Само покрытие при этом фрагментируется, сохраняет прочную связь с основой на участках фрагментации, разрыхляется, наблюдается повышение шероховатости поверхности.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Пугачева Н. Б.*, Антенорова Н. П.*, Трушина Е. Б.*, Вичужанин Д. И.*, Смирнов С. В., Афонин Ю. В., Оришич А. М.**, Маликов А. Г.****

**Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*
***Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия*
nat@imach.uran.ru

Особые физико-химические свойства титана – высокая активность в расплавленном состоянии по отношению к кислороду и водороду, низкая теплопроводность и теплоемкость, повышенное электросопротивление – обуславливают определенные трудности при лазерной сварке. Наиболее опасно появление холодных трещин, которые могут возникнуть как сразу после сварки, так и в процессе «вылеживания». Нередко возникает необходимость осуществления сварки титанового сплава с конструкционной сталью. При этом возникает ряд технологических сложностей, связанных с существенными различиями теплофизических свойств соединяемых материалов. Проплавление титановых сплавов происходит гораздо интенсивнее по сравнению со сталями. При лазерной сварке конструкций из нержавеющей стали наиболее опасна химическая неоднородность шва, которая может служить основной причиной снижения механических свойств и стойкости к образованию холодных трещин. Для получения качественных швов при сварке титанового сплава с нержавеющей сталью перспективным представляется использование некоторых промежуточных слоев, позволяющих сгладить различия между соединяемыми материалами.

Сварку листов толщиной 3 мм из титанового сплава ВТ1 и нержавеющей стали 12Х18Н10Т проводили с помощью CO_2 лазера. В качестве переходных материалов, участвующих в формировании сварного шва, использованы пластины из меди, никеля, нихрома, припоя ПСр 72 на основе серебра и меди, а для упрочнения медной прослойки – тантал. Методами оптической металлографии (микроскоп NEOPHOT 21), а также с помощью растрового электронного микроскопа TESCAN VEGA II XMU (Чехия), оснащенного системами рентгеновского волнодисперсионного микроанализа INCA WAVE 700, энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450 с ADD детектором фирмы OXFORD (Великобритания) и программным обеспечением INCA исследованы микроструктура, распределение элементов, локальный химический состав материала сварных швов и прилегающих к ним диффузионных зон. Фазовый состав сварных швов определяли с поверхности поперечных шлифов на рентгеновском дифрактометре Shimadzy в k_α излучении хрома. Измерения микротвердости по сварному шву проведены на приборе LEICA VMHT AUTO (Германия) при нагрузках от 10 до 50 г. Испытания на растяжение – на сервогидравлической испытательной машине INSTRON 8801.

Во всех сварных швах обнаружено интенсивное диффузионное взаимодействие соединяемых материалов с дополнительными прослойками. При использовании медной пластины в качестве промежуточного слоя на границе с нержавеющей сталью и титановым сплавом образуются диффузионные зоны, которые способствуют плавному перераспределению свойств между соединенными материалами. Через расплав происходит диффузионное перераспределение титана до нержавеющей стали, и железа – до титанового сплава. На границе с титановым сплавом диффузионная зона содержит от 20 до 56 мас. % титана, от 3 до 22 мас. % железа, около 1, 5 мас. % никеля, около 1, 5 мас. % хрома и от 30 до 72 мас. % меди (причем, это минимальные

значения концентрации меди по ширине сварного шва). По данным локального химического анализа эта диффузионная зона образовалась, главным образом, за счет растворения меди в титане. Диффузионная зона на границе с нержавеющей сталью представляет собой твердый раствор меди и титана в железе. Концентрация железа по толщине диффузионной зоны уменьшается при удалении от границы с нержавеющей сталью до 48 мас. %, хрома – до 10 мас. %, никеля до 4 мас. %, а меди и титана увеличивается до 17 и 13 мас. %, соответственно. Наиболее однородные по химическому составу швы образуются при использовании пропановой горелки (рис.1*а*), значения микротвердости такого шва – около 3.5 ГПа. Обычные режимы сварки приводят к формированию более неоднородных по химическому и фазовому составу швов, в которых присутствуют крупные (около 0,4 мм в диаметре) зерна твердого раствора на основе меди с микротвердостью 2 ГПа (рис. 1*б*). Прочность швов с мелкодисперсной структурой на 30 % выше по сравнению с крупнозернистыми.

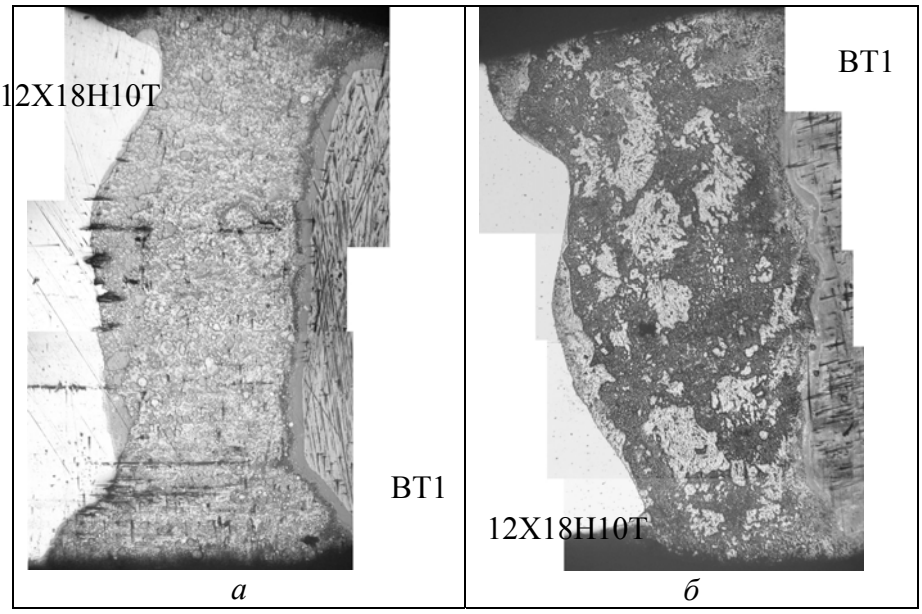


Рис. 1. Микроструктура сварных швов с промежуточной медной пластиной: *а* – мелкодисперная структура после использования пропановой горелки; *б* – крупнозернистая структура шва.

При использовании ПСр 72 в качестве переходного слоя получен максимально однородный по химическому составу и структуре, мелкодисперстный по строению сварной шов толщиной всего 0,6 мм. Основу составляет твердый раствор цинка, меди и титана в серебре, в котором выделились дисперсные интерметаллиды. Значения микротвердости в середине шва колеблются от 2,5 до 3 ГПа. На границе с титановым сплавом образовалась ровная по высоте образца диффузионная зона толщиной 20 мкм, представляющая собой твердый раствор элементов в титане и микротвердостью 6 ГПа. На границе с нержавеющей сталью диффузионная зоне прерывистая, максимальная толщина её составляет 30 мкм, а состоит она из твердого раствора меди, никеля, хрома, титана и цинка в железе, имеет микротвердость 5,5 ГПа. Значения временного сопротивления на 5 – 10 % выше по сравнению со швом с медной пластиной.

Использование нихрома в качестве промежуточного материала малоэффективно, поскольку нихром не растворился полностью в сварочной ванне и не перемешался с основной массой сварного шва, на границе с титаном образовалась трещина, структура сварного шва – литая, с развитой сетью дендритов и микропористостью.

При использовании никелевой пластины даже двухсторонняя сварка не устранила неоднородность по содержанию никеля и пористость соединения. Пластина тантала, использованная для упрочнения промежуточного медного слоя, не полностью растворилась при лазерной сварке, поэтому шов получился неоднородным по составу, значения микротвердости зоны практически чистого тантала составили 9 ГПа, а основной части шва - 3 ГПа. При испытаниях на растяжение образец порвался по этой зоне, временное сопротивление на 40 % ниже по сравнению со швом, полученным при использовании только медной пластины, с крупнозернистой структурой, представленным на рисунке б.

При некоторых режимах лазерной сварки в титановом сплаве вблизи шва образовались трещины. Двухсторонняя сварка, проведенная с целью упрочнения шва, не обеспечила планируемую прочность, а приводит, как правило, к появлению холодных трещин в титановом сплаве. Двойной сварной шов отличается повышенной неоднородностью по химическому составу, многочисленными микропорами по всему объему и микротрещинами на границе с титановым сплавом.

Проведенные исследования показали перспективность использования для лазерной сварки трудно свариваемых титановых сплавов с нержавеющей сталью медных пластин и припоя на основе серебра и меди. Отмечено интенсивное диффузионное взаимодействие соединяемых материалов и элементов прослоек, обеспечивающее плавное изменение микротвердости по ширине сварного шва, а также прочное соединение листов.

Работа выполнена в рамках интеграционного проекта № 140 СО РАН.

ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИТИНОЛА ОТ ТЕРМООБРАБОТКИ

Севостьянов М. А., Гончаренко Б. А., Колмаков А. Г., Заболотный В. Т., Пивоварчик С. В., Пруцков М. Е.

Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
cmakp@mail.ru

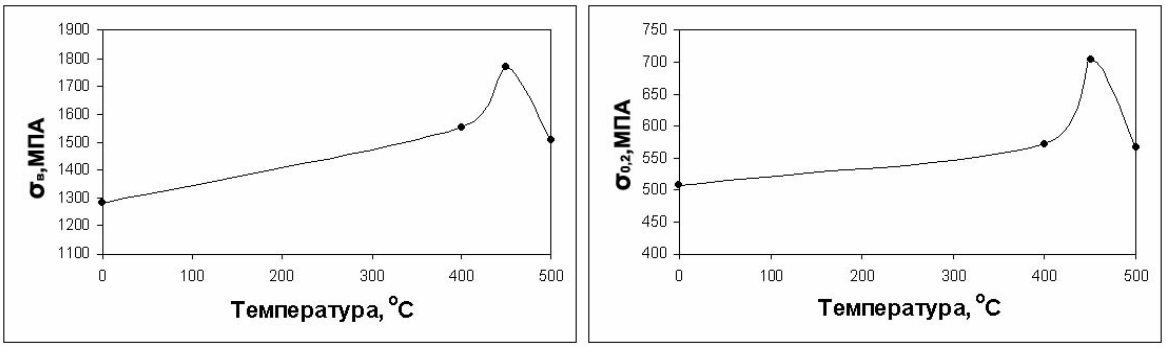
Сплавы с памятью формы, благодаря особому комплексу свойств, рассматриваются как функциональные материалы для нестандартного решения важных технических задач. Для успешного использования изделия из нитинола крайне важна предварительная термическая обработка химического соединения, которая позволяет варьировать циклические нагрузки в рабочем режиме изделия в широком диапазоне деформаций.

В данной работе проводили исследования механических свойств, проволочных образцов диаметром 280 мкм из нитинола после термообработки. Контролируемый отжиг образцов проводили на воздухе при температуре от 400 до 500 ^{o}C в течение 15 минут. Исследуемые образцы испытывали на универсальной испытательной машине ИНСТРОН 3382 на статическое растяжение со скоростью нагружения 2 мм/мин. Определялись значения предела пропорциональности $\sigma_{пц}$, условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности $\sigma_{в}$ Фрактографические исследования проводили с помощью растрового электронного микроскопа LEO-430i, производства Leica&Carl Zeiss. Съемка осуществлялась во вторичных электронах при одинаковом для всех снимков увеличении ≈10000.

Влияние различных температур отжига на механические свойства приведены в таблице. На рис. 1 показаны зависимости механических свойств от температуры.

Таблица

образец	$\sigma_{пц}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа
в состоянии поставки	448±3	507±7	1282±4
отжиг 400 °С, 15 мин	496±2	572±3	1555±5
отжиг 450 °С, 15 мин	683±4	703±5	1769±4
отжиг 500 °С, 15 мин	547±3	566±4	1507±3



а) *б*)

Рис. 1. Зависимость механических свойств от температуры: а) предел прочности от температуры, б) предел текучести от температуры.

Механическим свойства при T = 450 °С имеют лучшие показатели прочностных характеристик.

Исследуемые образцы разрушались с образованием шейки. Поверхность представляет собой совокупность разновеликих самоподобных пор («чашек») вязкого излома (рис. 2). В глубине наиболее крупных «чашек» при большом увеличении можно заметить осколки частиц выделений.

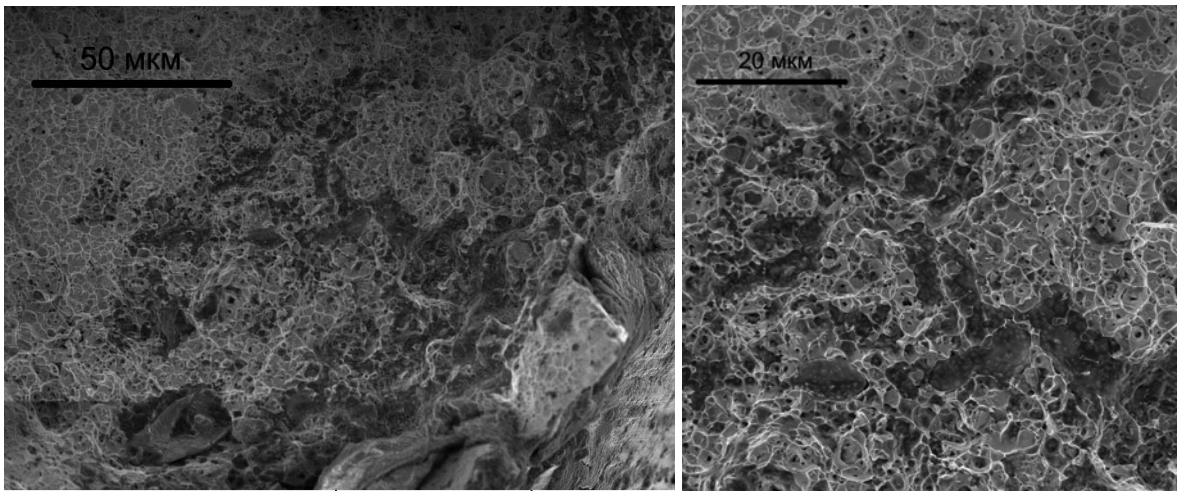


Рис. 2. Характерный вид поверхности разрушения нитинола после термообработки при T = 450 °С

Работа выполнена при поддержке программы ОХНМ – 02, П-18 и П-21, РФФИ 09-08-00736А.

СТАБИЛИЗАЦИЯ ТРОЙНЫМИ СТЫКАМИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ

Сурсаева В. Г.

Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка
sursaeva@issp.ac.ru

Движение границ зёрен и тройных стыков определяет эволюцию микроструктуры поликристалла. Движение тройного стыка описывается безразмерным критерием Λ

$$\Lambda = \frac{m_{tj} a}{m_b}, \tag{1}$$

где m_b – зернограничная подвижность, m_{tj} – подвижность тройного стыка, a – размер зерна[1]. При малых Λ скорость движения системы V определяется подвижностью стыка – *стыковая* кинетика. При больших Λ стык не тормозит миграцию, и скорость движения системы V не зависит от подвижности тройного стыка (определяется лишь свойствами границ и движущей силой) – *граничная* кинетика. Существует интервал температур, в котором происходит переход от *стыковой* кинетики движения системы к *граничной*.

Одна из характеристик двумерной микроструктуры – площадь зерна. Уравнение Von Neumann-Mullins определяет скорость изменения площади зерна в процессе роста зёрен без учёта влияния тройных стыков [2, 3]:

$$\frac{dS}{dt} = -A_b\left(2\pi - \frac{n\pi}{3}\right) = \frac{A_b\pi}{3}(n-6), \tag{2}$$

где S площадь зерна, $A_b = m_b\gamma$, m_b – зернограничная подвижность, γ – зернограничное поверхностное натяжение, n – число тройных стыков для соответствующего зерна, т.е., топологический класс зерна.

Рассматривая ситуацию, когда эволюция системы идёт по граничной кинетике, а тройные стыки лишь слегка мешают эволюции системы, средняя площадь зерна практически меняется линейно со временем. Однако скорость изменения средней площади определяется не только топологическим классом, но и безразмерным критерием Λ. Ограниченная подвижность тройных стыков не только замедляет эволюцию микроструктуры, но также изменяет и распределение по топологическим классам. В работе [4] показано, критерий Λ изменяется со временем, и изменение $\frac{d\Lambda}{dt}$ зависит от топологического класса зерна. Это означает, что тройные стыки влияют на рост зёрен с разным топологическим классом по-разному:

$$\frac{d\Lambda}{dt} = \beta \cdot \frac{n-6}{\Lambda}, \tag{3}$$

где $\beta = \frac{A_b}{\beta'}$, и $\beta' = 2\frac{\alpha_S m_b^2}{\alpha_\Lambda m_{tj}^2}$, а α_S и α_Λ геометрические коэффициенты порядка единицы. Численное решение этого уравнения показало, что зёрна больших топологических классов могут сбросить торможение тройных стыков гораздо быстрее, чем с меньшим топологическим классом.

В работе [5] рассматривается скорость изменения площади зерна S и особенности роста зёрен для случая, когда движение границ контролируется движением тройных стыков. В этом случае рост зёрен в двумерной системе приведёт к спрямле-

нию границ, зёрна примут форму полигонов, поведение правильных *n*- сторонних полигонов и изменение их площади представляется видоизменённым Ур (2) [5]:

$$\frac{dS}{dt} = -m_{Tj}\gamma n\tilde{R}\sin\left(\frac{2\pi}{n}\right)\left[2\sin\left(\frac{\pi}{n}\right)-1\right] = -2m_{Tj}\gamma n\tilde{r}\sin\left(\frac{\pi}{n}\right)\left[2\sin\left(\frac{\pi}{n}\right)-1\right], \qquad (4)$$

где $\tilde{R}$ радиус описанной около полигона окружности, $\tilde{r}$ вписанной в полигон окружности.

Интересно сравнить уравнение (4), когда тройные стыки полностью контролируют движение границ, с уравнением (2), когда тройные стыки не оказывают влияния на зернограничное движение. Очевидно, что качественно поведение похоже. Зёрна с $n > 6$ растут, в то время как зёрна с $n < 6$ исчезают в соответствии с уравнениями (2) и (4). Однако для граничной кинетики *dS/dt* растёт до бесконечности с ростом *n,* а для стыковой кинетики для *dS/dt* существует предел

$$\lim_{n\to\infty}\frac{dS}{dt} = 2\pi\bar{R}m_{tj}\gamma \ . \qquad (5)$$

Цель работы – найти подтверждение наличия перехода от стыковой кинетики к граничной в ходе роста зёрен на двумерных фольгах алюминия.

Эксперимент и результаты

Исследования проводили на фольгах (толщиной 0.1–0.12 мм) алюминии 99,999% с добавкой 0.01% Mg. Чтобы измерять площадь всех зёрен, структура должна быть двумерной. Для создания двумерной структуры проводили предварительный отжиг при T = 550°C в течение 20 мин и 60 мин. Для изучения роста зёрен на этих двумерных структурах проводился основной отжиг при 380, 460 и 500°C в течение 250 мин.

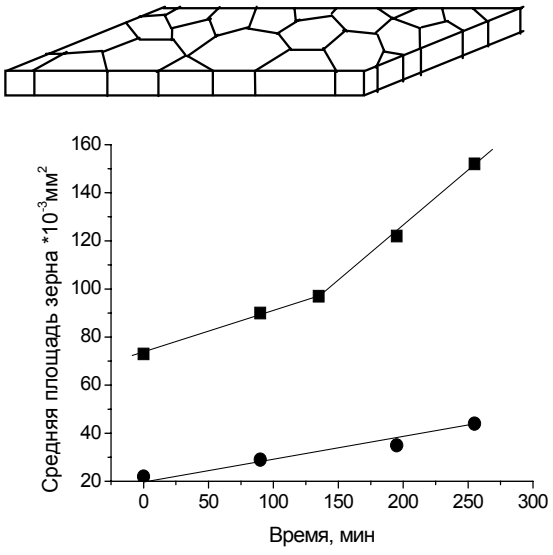


Рис. 2 Зависимость средней площади зерна от времени отжига при T = 460°C
● – структура сформирована в ходе предварительного отжига при T = 550°C 20 мин.
■ – структура сформирована в ходе предварительного отжига при T = 550°C 60 мин.

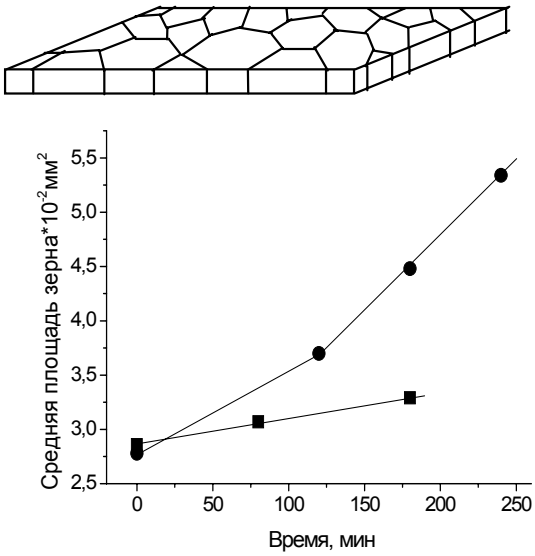


Рис. 3 Зависимость средней площади зерна от времени отжига при:
■ – T = 380°C
● – T = 500°C
Начальная структура сформирована в ходе предварительного отжига при T = 550°C 20 мин.

Переход от стыковой кинетики к граничной для части стыков должен отразиться в изменении наклона зависимости средней площади зерна от времени. На рис.1 и рис.2 приведены зависимости средней площади от времени для разных условий эксперимента. На рис.1. при увеличении времени предварительного отжига от 20 мин до 60 мин средняя площадь зерна в двумерной структуре возрастает, и становится всё больше зёрен, способных сбросить торможение [4], наблюдается излом на зависимости средней площади зерна от времени основного отжига для структуры, сформированной в течение 60 мин предварительного отжига. На рис. 2 при увеличении температуры основного (двумерная структура сформирована при одинаковых условиях предварительного отжига) отжига увеличивается доля тройных стыков, способных сбросить торможение и перейти к граничной кинетике [6, 7]. При отжиге 380°С нет излома на зависимости средней площади от времени, а при 500°С наблюдается излом.

Отклонение от параболического закона роста зёрен давно обсуждается в литературе. В теоретической работе [8] показано, что если кинетика системы определяется подвижностью тройных стыков, в этом случае вместо параболического закона следует ожидать линейного роста среднего размера зерна со временем. Наши экспериментальные данные соответствуют переходному режиму, когда часть стыков тормозит движение границ, а часть уже не тормозит, в результате наблюдается отклонение от параболического закона роста зёрен. При T = 460°С средняя площадь зёрен при сбрасывании торможения составляет $9.5*10^{-2}$ мм^2, а при T = 500°С средняя площадь зёрен составляет $3{,}7*10^{-2}$ мм^2. Чем больше размер зерна, тем при более низкой температуре мы можем наблюдать сбрасывание торможения тройными стыками.

Автор благодарит Российский Фонд Фундаментальных исследований за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ – ННИО 09 02 91339.

Список литературы

1. U.Czubayko, V.G.Sursaeva,G.Gottstein, L.S.Shvinderman. Influence of Triple Junctions on Grain Boundary Motion. // Acta mater 1998, Vol.46, № 4, P.5863-5871.
2. J. Von Neumann. // Metal Interfaces (Americal Society for Testing Materials), Cleveland, 1952, P. 108.
3. W.W. Mullins // J. Appl. Phys., 1956, Vol. 27, P. 900.
4. G.Gottstein, L.S.Shvinderman. Grain microstructure evolution and grain boundary junction engineering. // Materials Science and Technology, 2005, Vol.21, № 11, P. 1261-1266.
5. G. Gottstein, Y.Ma., L.S. Shvindlerman. Triple junction motion and grain microstructure evolution// Acta Mat. Vol. 53, P. 1535.
6. S.G,Protasova, G.Gottstein, D.A.Molodov, V.G.Sursaeva and L.S.Shvindlerman. Triple Junction Motion in Aluminum Tricrystals. // Acta Mater.2001, Vol. 49, P. 2519-2525.
7. S.G. Protasova and V.G. Sursaeva, Some Features of the Triple Junction Motion in Aluminium.//
8. Recrystallization and Grain Growth. Proceedings of the Second International Conference in Recrystallization and Grain Growth, ReX&GG2, SF2M, Trans Tech Publication, LTD,Switzerland-Germany-UK-USA, 2004, P. 795-800.
9. Галина А.В., Фрадков В.Е., Швиндлерман Л.С.Влияние подвижности тройного стыка на миграцию границ. // ФММ,1987,том 63, № 6, С.1220-12226.

УДК 532.593+620.186

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ НЕОДНОМЕРНОМ ВЗРЫВНОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ШАРОВ

Хомская И. В., Хейфец А. Э., Зельдович В. И., Литвинов Б. В.*

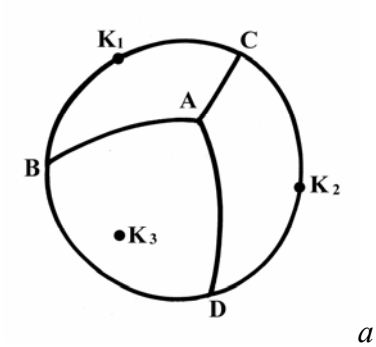
Учреждение Российской академии наук ИФМ УрО РАН Екатеринбург, Россия
**Российский Федеральный Ядерный Центр–ВНИИТФ, Снежинск, Россия*
khomskaya@imp.uran.ru

Нагружение металлов и сплавов сходящимися ударными волнами создают в образцах сверхвысокие давления за счет эффекта кумуляции энергии [1]. Схемы нагружения с использованием относительно небольшого числа точек инициирования заряда взрывчатого вещества (ВВ) позволяют изучать особенности несферической кумуляции энергии, наблюдать эффекты взаимодействия ударных волн и связанную с ними локализацию пластической деформации по остаточным изменениям микроструктуры нагружаемых образцов [2,3].

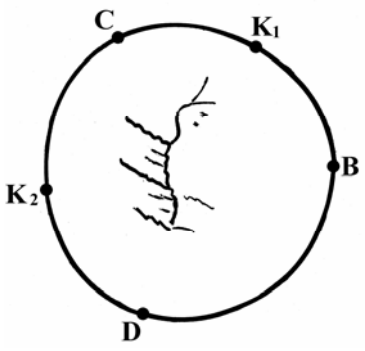
Сплошные шары диаметром 60 мм из стали 45, Ст 3, латуни Л63 и дюралюминия подвергали воздействию взрыва сферического заряда ВВ, инициируемого в 2,4,12 точках. Давление на поверхности шаров по расчету составляло 35-50 ГПа, в центре -100-150 ГПа. После нагружения на поверхности шаров видны линии столкновения детонационных волн, образующие геометрические фигуры, позволяющие сопоставить геометрию опыта с изменением структуры материала образцов. В результате воздействия, шары были слегка деформированы и представляли собой квазиэллипсоид, квазитетраэдр и квазидодекаэдр. На рис.1*а* приведен вид поверхности шара из стали 45 после нагружения из четырех точек инициирования. Плоскость разреза проходила через две проекции точек инициирования и центр образца (рис.1*б*). В центральной области шара видна целая система трещин (рис.1*б*). Наиболее протяженная трещина распространяется в направлении, соединяющем точку K_1 и точку пересечения диаметральной плоскости разреза с линией взаимодействия детонационных волн на поверхности шара D (рис.1*б*). Вблизи трещин обнаружили участки локализованного течения, возникновение которых зачастую предшествует зарождению трещин. В центре шара после нагружения из двух точек (квазиэллипсоид) обнаружена трещина, проходящая перпендикулярно линии, соединяющей проекции точек инициирования.

На рис 2*а* приведена макроструктура диаметрального сечения шара из дюралюминия, нагруженного из четырех точек инициирования (квазитетраэдр). В центре образовалась полость (~ 4-6 мм), а вокруг полости видна светлотравящаяся область неправильной формы, имеющая дендритную структуру (рис.2*б*). Это указывает на то, что в центре шара вследствие схождения ударных волн, и, следовательно, повышения давления и температуры проходил процесс плавления и последующей кристаллизации. Давление, при котором происходит плавление алюминия, составляет 90 ГПа, при этом остаточная температура превышает температуру плавления алюминия (660°С) и дюралюминия (610°С) [4]. Видно, что форма центральной полости и форма области вокруг полости наследует геометрию опыта (квазитетраэдр), что указывает на сохранение трехмерного (несимметричного) движения на протяжении всего воздействия (рис. 2*а*). Наличие следов плавления и последующей кристаллизации (рис.2*б*) в области вокруг центральной полости свидетельствует о существенном повышении давления ≥90 ГПа и остаточной температуры ≥610°С, а, следовательно, о кумуляции энергии. В стальных шарах диаметром 60 мм, нагруженных из четырех (рис.1*б*) и даже двенадцати [3] точек инициирования, не наблюдали образо-

вание полости со следами плавления и концентрических зон с измененной микроструктурой. Т. е. при одинаковых схемах нагружения возможность протекания кумуляции зависит от материала образца.

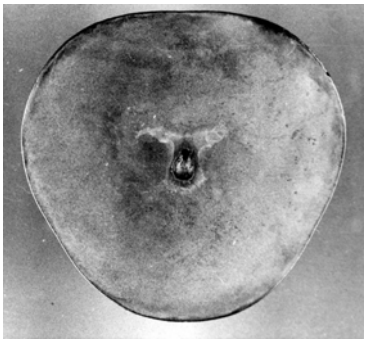


а



б

Рис. 1. Схемы вида поверхности (*а*) и диаметральной плоскости разреза (*б*) шара из стали 45, нагруженного из четырех точек инициирования (квазитетраэдр). K_1, K_2, K_3 – проекции точек инициирования; AB, AC, AD – линии столкновения детонационных волн.



а

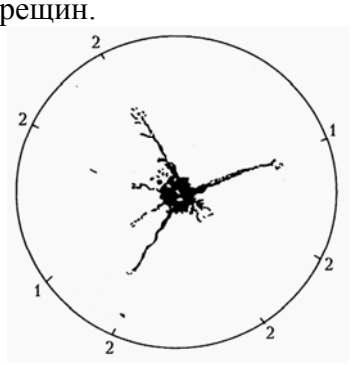


б

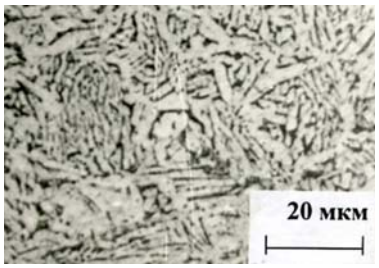
Рис.2. Вид диаметральной плоскости разреза шара из дюралюминия, нагруженного из четырех точек (*а*) и дендритная структура в области неправильной формы, расположенной вокруг центральной полости (*б*).

Латунный шар, нагруженный из двенадцати точек, представлял собой квазидодекаэдр. На рис. 3*а* представлен вид диаметральной плоскости разреза шара. В центральной части латунного шара возникла полость (~6 мм) неправильной формы с неровными “рваными” краями. Полость образовалась за счет слияния нескольких небольших полостей, между которыми частично сохранились “перемычки”, состоящие из участков толщиной 0,5–1,5 мм. В узкой зоне вокруг полости и областях “перемычек” возникла дисперсная (α+β)-структура (рис. 3*б*). Такая дисперсная структура является результатом совместного действия высокого давления и температуры. Кроме того, обнаружили рекристаллизованные зерна α-фазы и начальные стадии распада β-фазы с образованием субмикродисперсных кристаллов размером ≤1мкм (рис. 3*в*). Наблюдение рекристаллизации α-фазы свидетельствует о локальном повышении температуры в этих областях до 650°С, а следы β→α превращении указывают на то, что температура в отдельных участках достигала 800°С**.** При электронно-микроскопическом исследовании в отдельных участках, расположенных на расстояниях 7-10 мм от центра шара, обнаружили структуру, представляющую собой смесь дисперсных пластинчатых кристаллов β- и α- фаз толщиной ~50 нм (рис. 3*г*). Рост кристаллов новой фазы происходит из большого числа центров в течение времени, не превышающего 5–10 мкс. Рассмотрим процесс образования центральной полости в латунном шаре диаметром 60 мм. Отсутствие следов плавления и кристаллизации в тонких слоях вокруг центральной полости, а также отчетливых “кольцевых зон с различными структурами”, таких как в латунном и стальном шарах диаметром 40 мм [2,3], указывает на то, что полость в исследуемом образце образуется в твердофазном состоянии. Геометрия полости и форма фронта отраженной ударной волны должны совпадать. На схеме диаметрального сечения образца (рис. 3*а*) видно, что в центре шара возникла полость, частично наследующая додекаэдрическую симметрию опыта, то есть начальные условия ударно-волнового воздействия “не за-

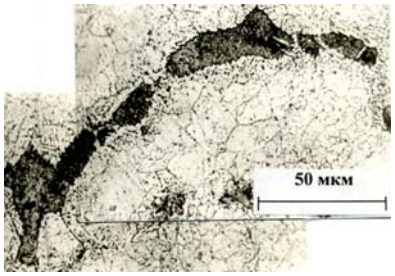
бились". Затем устремляющаяся внутрь образца волна разрежения создавала в материале растягивающие напряжения, которые привели к возникновению радиальных трещин.



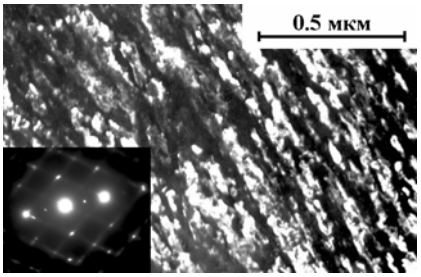
а



б



в



г

Рис. 3. Схема диаметрального сечения (*а*) латунного шара (квазидодекаэдр) и микроструктура латуни после ударно-волнового нагружения: (α+β)-структура (*б*); рекристаллизация α- фазы и начальные стадии распада β-фазы (*в*); дисперсные β-кристаллы, темнопольное изображение в рефлексе 112 $_{\beta}$ (*г*).

Расположение трещин (рис. 3а) связано с локализацией деформации в образце, то есть, обусловлено геометрией опыта. Распространяясь к центру шара, трещины сливаются с полостью. Трещины зарождаются на расстоянии ~1/2 радиуса шара, где величина всесторонних растягивающих напряжений начинает превышать динамический предел прочности материала. Появление радиальных трещин означает, что высокоскоростная (с характерным временем порядка $\sim 10^{-6}$ с) деформация всестороннего растяжения достаточна для разрушения латуни. Величина развиваемых при этом растягивающих напряжений, оцененная по экстраполяции кривой холодного сжатия меди [5] в область отрицательных давлений, составляет приблизительно 1,3 ГПа, то есть, близка к откольной прочности латуни (1,75 ГПа), измеренной при скорости деформации $5 \cdot 10^5$ с$^{-1}$ [6], и приблизительно в пять раз превосходит статический предел прочности латуни, который составляет ~250 МПа.

Работа выполнена по плану РАН шифр «Структура» и при частичной поддержке проектов №-09-П-2-1010, 09-М-2-2002 и НШ-3706.2010.3

Список литературы

1. Забабахин Е.И., Забабахин И.Е. Явления неограниченной кумуляции. М: Наука, 988.197с.
2. Зельдович В.И., Хомская И.В., Литвинов Б.В. и др. // ФММ. 1994.Т.78. № 3. С.77-86.
3. Kheifets A.E., Zel'dovich V.I., Litvinov B.V. et. al //Phys. of Met. and Metallog. 2000. V.90. Suppl. 1. P. 108-132.
4. Мак-Куин Р., Марш С. // Динамические исследования твердых тел при высоких давлениях М.: Мир, 1965. 93с.
5. Trunin R. F., Gudarenko, L.F., Zhernokletov M. V., et. al. /Extreme State of Substance. Shock Waves. /Proceeding of Intern. Conf. "VI Khariton's Topical Scientific Readings". Sarov. RFNC-VNIIEP, 2001. C.81-84.
6. Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортов В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: «Янус-К», 1996. 408 с.

МД МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДИСЛОКАЦИЙ С НАНОДИСПЕРСНЫМИ ВЫДЕЛЕНИЯМИ Cu в ОЦК Fe

Карькина Л. Е., Карькин И. Н., Горностырев Ю. Н.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Российская Федерация,
lidiya.karkina@imp.uran.ru

Дисперсные выделения играют важную роль в формировании структуры и свойств низколегированных сталей. В последнее время особый интерес вызывает использование ультрадисперсных частиц размером 10–100 нм (нановыделения) для управления структурным состоянием, в частности, легирование добавкой Cu, которое предполагает традиционно используемую схему легирования ферритных сталей Nb и V. Формирующиеся в процессе охлаждения наноразмерные, обогащенные медью частицы в α-Fe вызывают дисперсионное упрочнение стали, обеспечивая при этом высокую пластичность и вязкость разрушения. В то время как упрочняющий эффект преципитатов меди известен уже давно, механизм этого явления, а также факторы, контролирующие образование наноразмерных выделений меди остаются предметом дискуссий. При изучении кинетики распада пересыщенных твердых растворов Fe-Cu установлено, что формирование выделений Cu в матрице ОЦК-Fe происходит в несколько стадий. Сначала образуются нановыделения с ОЦК решеткой, содержащие до 50-70% меди. С увеличением размера наблюдается их перестройка в плотноупакованную фазу с решеткой 9R (двойникованная по каждой 9-ой плоскости ГЦК решетка) и, наконец, при дальнейшем увеличении времени выдержки образуются выделения ГЦК-Cu. Ярко выраженный эффект ОЦК-Cu выделений на механические свойства α-Fe стимулирует интерес исследователей к изучению структурного состояния, термодинамических и упругих свойств твердого раствора Fe–Cu. В то же время вопрос о механизме, обеспечивающем значительное увеличение механических свойств за счет обогащенных медью наноразмерных выделений, остается мало исследованным.

С целью выяснения механизма упрочнения в низкоуглеродистых сталях легированных Cu в настоящей работе проведено исследование взаимодействия дислокаций с обогащенными медью выделениями методом молекулярной динамики (МД). Этот метод позволяет осуществить численный эксперимент с участием большого числа атомов (до 10^6), что необходимо для изучения явлений, развивающихся на мезоуровне, к которому относятся дислокации, границы зерен. Для описания взаимодействия атомов двух сортов в сплаве Fe–Cu были использованы многочастичные потенциалы, построенные в схеме погруженного атома (EAM). Для ОЦК Fe был взят потенциал, построенный Farkas [1], для Cu – потенциал, построенный Mishin [2]. Можно отметить очень малое различие значений параметров решетки для ОЦК фаз Fe и Cu (a_{Fe} = 2,866Å, a_{Cu} = 2,868Å) и более значительное различие упругих модулей (μ_{Fe} = 0,859Pa, μ_{Cu} = 0,499Pa). Из сопоставления значений для модулей сдвига видно, что фаза выделений ОЦК Cu является более мягкой, чем Fe матрица. Парная функция взаимодействия между Fe и Cu была построена как суперпозиция вкладов отдельных элементов с учетом соответствия зависимости энергии смешения от концентрации Cu в твердом растворе сплава Fe–Cu с ОЦК решеткой с первопринципными расчетами. Была тестирована также концентрационная зависимость для параметра решетки, объемного и сдвигового модулей упругости.

С использованием метода МД определена энергия взаимодействия с преципитатом Cu краевой дислокации с вектором Бюргерса 1/2[$\bar{1}$11], скользящей в плоскости (110). В результате проведения процедуры релаксации (при T = 0 К) вычислялась энергия кристаллита с выделением Cu заданного размера E_p для каждого из 15 поло-

жений оси дислокации вдоль плоскости скольжения. На рис.1,*а* показана зависимость $E_d(x)$ для выделений Cu с числом атомов N = 511–10890, радиус которых изменялся в пределах R = 1,25–3,50 нм (кривые 2–9). Кривая 1 дает изменение энергии дислокации в кристаллите без выделения. В зависимости от ее положения вдоль плоскости скольжения выявляется слабое изменение $E_d(x)$, обусловленное влиянием граничных условий. Положение центра частицы на рис.1,*а* отмечено вертикальной пунктирной линией. При входе в частицу энергия $E_d(x)$ понижается, остается приблизительно на одном уровне для положений оси дислокации внутри частицы, и вновь возрастает при выходе дислокации из частицы. Для малых значений радиуса выделений уменьшение энергии дислокации внутри частицы обусловлено, главным образом, модульным эффектом, поскольку значения сдвигового модуля ниже для ОЦК Cu, чем для ОЦК Fe.

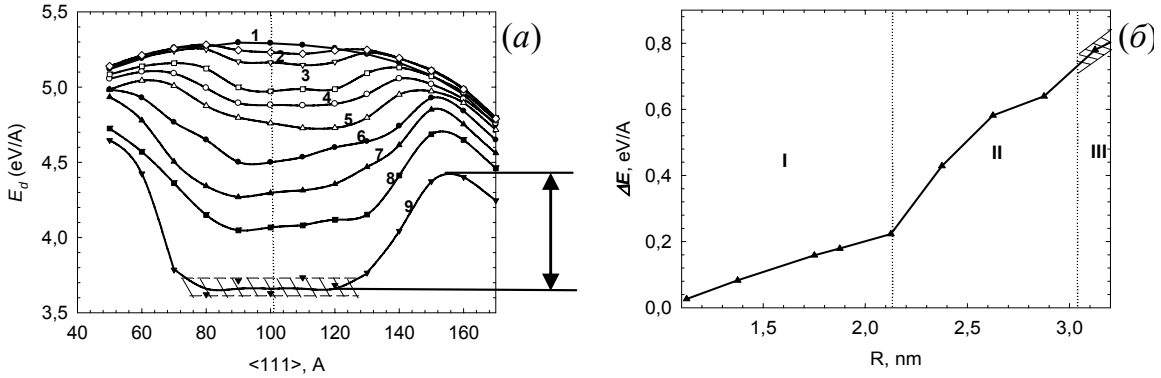


Рис.1. Энергия на единицу длины дислокации в кристаллите с выделением (*а*); зависимость величины упрочнения ΔE от радиуса выделения R (*б*).

Величина ΔE на рис.1,*а* дает значение приращение энергии на единицу длины дислокации, необходимое для преодоления дислокацией частицы. Значение ΔE было принято за количественную характеристику величины упрочнения при пересечении дислокацией частицы. Из сопоставления графиков 2–9 на рис.1,*а* видно, что величина упрочнения растет с ростом радиуса выделений. На рис.1,*б* представлена зависимость ΔE от радиуса выделения R. Можно выделить 3 области размеров частицы, где качественно изменяется характер зависимости ΔE(R). В области I (R<~2,2 нм) зависимость от размера достаточно слабая. В этой области размеров частица находится в стесненных условиях окружения Fe матрицы, ее равновесная конфигурация отвечает ОЦК решетке. Введение дислокации вносит лишь небольшие искажения частицы вблизи плоскости скольжения дислокации. В области II (рис.1,*б*) зависимость ΔE(R) резко возрастает. В этой области размеров в равновесной конфигурации внутри матрицы частица сохраняет ОЦК структуру. Однако появление дислокации внутри частицы приводит к ее структурной неустойчивости. Возникают смещения в плоскостях, параллельных плоскости скольжения дислокации. Поля напряжения, создаваемые дислокацией внутри частицы, влияют на ее структурное состояние и обеспечивают более высокий уровень упрочнения.

В области III размеров частицы (рис.1,*б*) мы обнаружили немонотонную зависимость изменения энергии частицы в зависимости от ее положения внутри частицы. Для этой области размеров равновесная конфигурация частицы без дислокации уже демонстрирует структурную неустойчивость. Дополнительная неустойчивость, вызываемая дислокацией, в этом случае будет зависеть от места положения дислокации относительно областей собственной неустойчивости частицы. Это и вызывает, по-видимому, немонотонную зависимость энергии $E_d(x)$относительно положения линии дислокации внутри частицы. Таким образом, нашими расчетами мы показали, что

резкое возрастание упрочнения сплава Fe-Cu частицами Cu радиусом R>~2 нм обусловлено развитием инициируемой дислокацией их структурной неустойчивости.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке НШ-3706.2010.*3

1. http://www.ims.uconn.edu/centers/simul/pot/fefarkas.pot
2. http://cst-www.nrl.navy.mil/ccm6/ap/eam/index.html

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ И ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В Ti_3Al

Яковенкова Л. И., Карькина Л. Е., Елкина О. А

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Российская Федерация,
yakovenkova@imp.uran.ru

В связи с возрастанием требований к материалам нового поколения, используемым в аэрокосмической промышленности, автомобилестроении и др., все большее внимание исследователей обращено на алюминиды титана. Повышенные прочностные характеристики низкая плотность, высокая температура плавления, стабильные модули упругости делают алюминиды титана особенно привлекательными для практического применения. Из анализа экспериментальных данных можно выделить две важные особенности, отличающие деформационное поведение Ti_3Al: наблюдение пика на кривой зависимости $\sigma_y(T)$ только для пирамидального скольжения $2c+a$ сверхдислокаций; нормальный, падающий с ростом температуры ход зависимости предела текучести от температуры и низкое значение σ_y(T) для базисного и призматического скольжения a сверхдислокаций (рис.1).

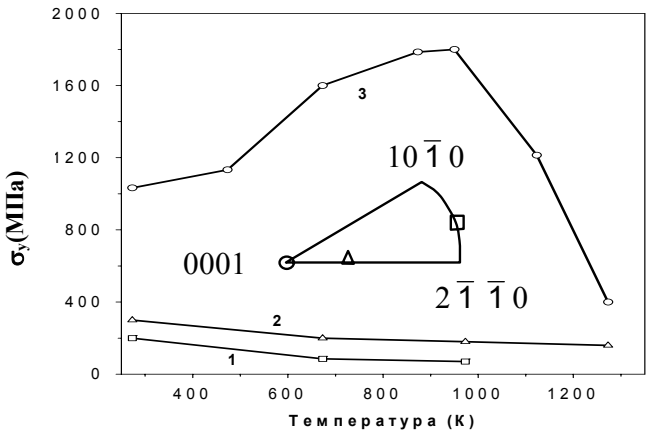
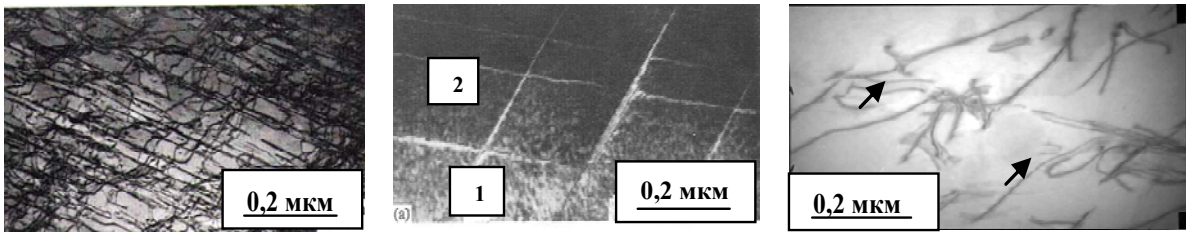


Рис.1. Температурная зависимость предела текучести монокристаллов Ti_3Al для осей деформации, отмеченных на стереографическом треугольнике. Призматическое скольжение (кривая 1), базисное скольжение (кривая 2), пирамидальное скольжение (кривая 3).

Анализ дислокационной структуры образцов, ориентированных для пирамидального скольжения, позволяет выделить следующие основные черты, характеризующие термическое упрочнение в Ti_3Al: преобладание в дислокационной структуре заблокированных винтовых сегментов $2c+a$ сверхдислокаций после деформации при комнатной температуре; появление заблокированных сегментов $2c+a$ сверхдислокаций краевой или близкой к краевой ориентации в плоскостях пирамиды $\{\bar{1}\,\bar{1}\,21\}$ и $\{20\,\bar{2}\,1\}$ выше комнатной температуры, в области аномального возрастания с температурой предела текучести (рис. 2).

Экспериментальные данные не могут дать детальной информации о тонкой структуре ядра *a/2* сверхдислокаций в плоскостях (0001) и $\{1\bar{1}00\}$ или *c+a/2* свехдислокаций в плоскостях пирамиды $\{20\bar{2}1\}$и $\{\bar{1}\,\bar{1}21\}$, и не позволяют прояснить механизм дислокационных превращений, ответственных за особенности деформационного поведения в этих плоскостях скольжения монокристаллического Ti_3Al.



$T<<T_P$ $T<\sim T_P$ $T>T_P$

Рис.2. ТЭМ изображения дислокационной структуры Ti_3Al в различных температурных интервалах

Для объяснения ориентационной зависимости термического упрочнения монокристаллического Ti_3Al мы применили метод молекулярной динамики. Компьютерное моделирование структуры ядра сверхдислокаций в скользящих и заблокированных конфигурациях проводилось методом молекулярной динамики с использованием N- частичных МПА потенциалов межатомного взаимодействия для Ti_3Al. Компьютерное моделирования дислокаций в различных плоскостях скольжения в Ti_3Al позволило выявить дислокационные конфигурации с наиболее низкой энергией, сопоставить энергии дислокаций в скользящих конфигурациях и в конфигурациях дислокационных барьеров (рис.3). Расчет энергии активации дислокационных превращений позволил объяснить все экспериментально наблюдаемые особенности деформационного поведения в Ti_3Al, включая термическое упрочнение.

винтовая *2c+a* сверхдислокация **краевая *2c+a* сверхдислокация**

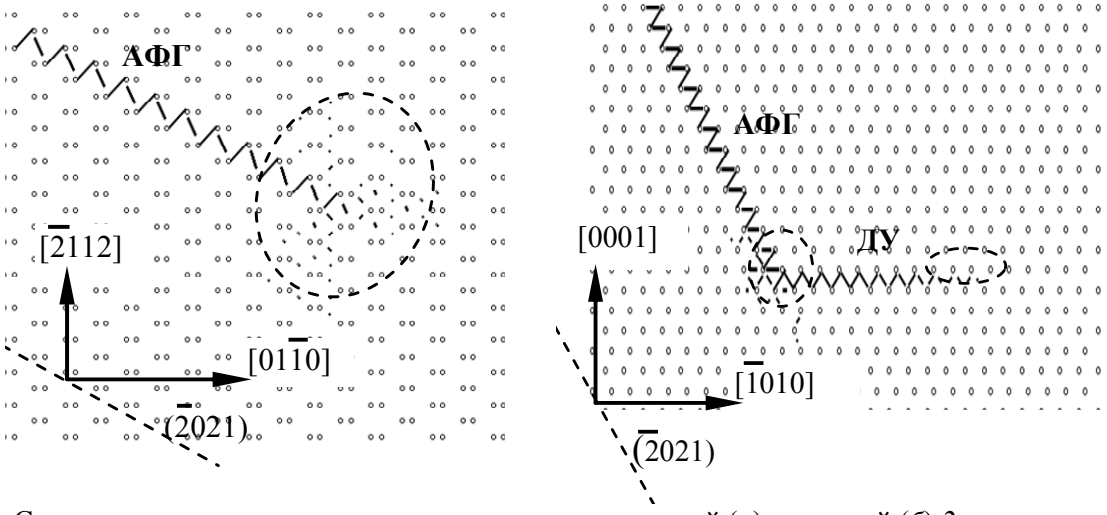


Рис.3. Схематическое представление структуры ядра винтовой (*а*) и краевой (*б*) *2c-a* сверхдислокаций в плоскости пирамиды (2021).

На основании результатов компьютерного моделирования была предложена модель, объясняющая аномальную температурную зависимость предела текучести при пирамидальном скольжении в Ti_3Al, которая позволяет объяснить имеющиеся экспериментальные данные по температурной зависимости наблюдаемой дислокационной структуры и ориентационную зависимость деформирующего напряжения [1, 2].

Работа выполнена при частичной поддержки РФФИ, грант № 08-02-00022

1. Яковенкова Л.И., Карькина Л.Е. ФММ. 2007. Т.103. Вып.6. С. 563-587.
2. Л.Е. Карькина, Л.И. Яковенкова. ФММ, 2009, т. 108, №.2, с.188-216.

УДК 539.2/6

«ТВЕРДОФАЗНОЕ» СМАЧИВАНИЕ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН В СПЛАВАХ Zr–Nb

Горнакова А. С., Страумал Б. Б., Семенов В. Н.

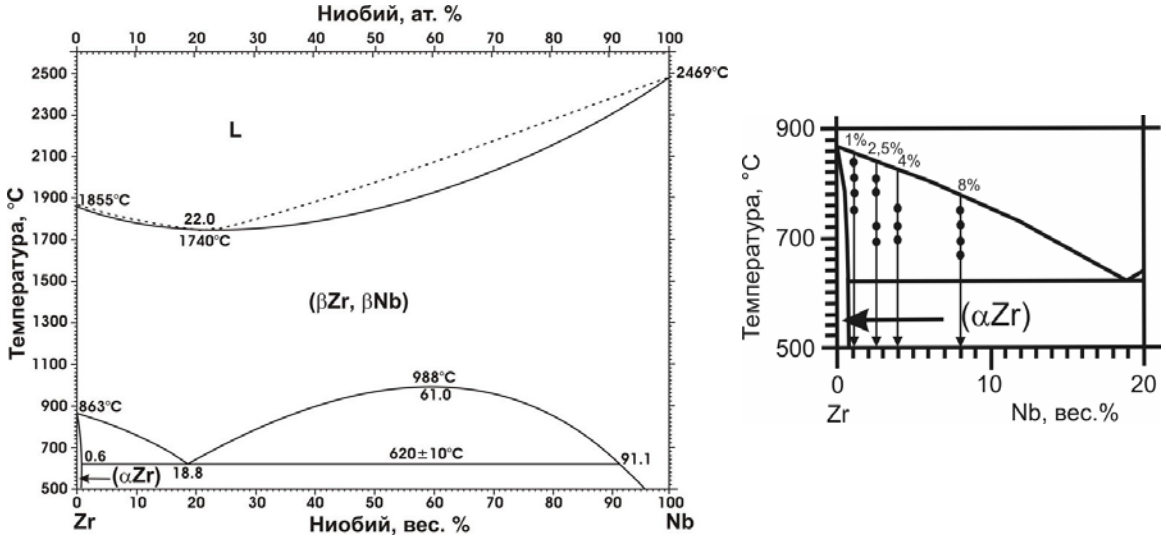
Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия
alenahas@issp.ac.ru

Сплавы цирконий–ниобий широко используются в современном реакторном машиностроении. Они обладают высокой температурой плавления, низким сечением захвата нейтронов, достаточной прочностью при высокой температуре, приемлемой коррозионной стойкостью в водных растворах, прекрасным сочетанием с ядерным топливом (ураном и диоксидом урана), хорошей обрабатываемостью и свариваемостью, а также стабильностью микроструктуры и устойчивостью к облучению. Эти важные преимущества, однако, сочетаются с целым рядом существенных недостатков: сложностями производства и механической обработки, связанными с кристаллографической анизотропией гексагонального плотноупакованного α-Zr, невысокой прочностью при ползучести выше температуры работы реактора (300°C), повышенной скоростью коррозии в воде и водяном паре при авариях, склонностью к водородному/гидридному охрупчиванию, высокой стоимостью этих материалов. К счастью, с этими недостатками можно бороться, зная физику процессов деградации и управляя микроструктурой материала. Для достижения оптимальной эффективности во время службы реакторных материалов очень важно понимать их поведение при термомеханическом воздействии и коррозии. Для наилучшего понимания этих процессов и улучшения свойств материалов необходимо знать соответствующие фазовые диаграммы и особенности фазовых превращений. Это относится как к объемным диаграммам и превращениям, так и к недавно обнаруженным зернограничным превращениям.

Недавно авторами было обнаружено принципиально новое явление: фазовые переходы смачивания границ зерен прослойками второй твердой фазы [1, 2]. Оно состоит в том, что в двухфазных областях фазовых диаграмм вторая твердая фаза может располагаться по границам зерен первой как в виде равновесных тонких или толстых прослоек, так и в виде отдельных линзовидных частиц. Морфология второй фазы определяется соотношением энергий границ зерен и межфазных границ и может зависеть как от температуры, так и от давления или концентрации легирующих элементов. Фундаментальные сведения о расположении линий таких зернограниц-

ных превращений на традиционных объемных фазовых диаграммах можно использовать в прикладных целях для целенаправленного изменения свойств двухфазных материалов.

Была проведена работа по исследованию микроструктуры поликристаллических сплавов Zr–Nb, с содержанием ниобия 1%, 2,5%, 4% и 8%, в температурном интервале от 620 до 840°C. Было экспериментально показано, что в зависимости от температуры отжига и энергии границы зерен (ГЗ) вторая твердая фаза (β-Nb) образует либо цепочку отдельных линзоподобных включений, либо непрерывные однородные прослойки. Для исследования микроструктуры, методом индукционного плавления в вакууме, были приготовлены сплавы Zr–1 масс.% Nb, Zr–2,5 масс.% Nb, Zr–4 масс.% Nb и Zr–8 масс.% Nb. Из полученных стержней были нарезаны шайбы толщиной 5 мм. Затем поликристаллические образцы запаивались в кварцевые ампулы (остаточное давление $4 \cdot 10^{-4}$ Па) и отжигались в двухфазной области объемной фазовой диаграммы Zr–Nb. На Рис. 1 представлена объемная фазовая диаграмма Zr–Nb (рис. 1*а*), здесь же выделена часть фазовой диаграммы Zr–Nb, на которой кружками отмечены температуры отжигов исследуемых сплавов (рис. 1*б*).



а *б*

Рис. 1. (*а*) Объемная фазовая диаграмма Zr–Nb. (*б*) Часть фазовой диаграммы Zr–Nb, с черными кружками, соответствующими температурам отжига сплавов.

После закалки в воду микроструктуру поликристаллических образцов исследовали с помощью оптического (NEOPHOT 32) и сканирующего электронного микроскопов (SEM TESCAN). На Рис. 2 представлены оптические микрофотографии сплава Zr–1 масс.% Nb для четырех температур отжига 750°C, 780°C, 810°C и 840°C.

Видно, что с увеличением температуры отжига доля смоченных ГЗ растет. По серии микрофотографий, сделанных для каждой температуры отжига, производился подсчет доли смоченных ГЗ. Результаты измерений представлены на рис. 3.

T_{ES} соответствует температуре эвтектоидного превращения. Для всех исследованных сплавов Zr–1 масс.% Nb, Zr–2,5 масс.% Nb Zr–4 масс.% Nb и Zr–8 масс.% Nb экстраполяцией были определены температуры T_{WSMIN} = 770°C, 660°C, 655°C и 635°C, соответственно. T_{WSMIN} – это температура, при которой доля смоченных ГЗ в сплаве равна нулю. Точность экстраполяции температур равна $T_{WSMIN} \pm 5$°C. Так же экстраполяцией можно определить и температуры T_{WSMAX}. Для всех исследованных сплавов температуры 100 % границ зерен лежат в области (βZr, βNb).

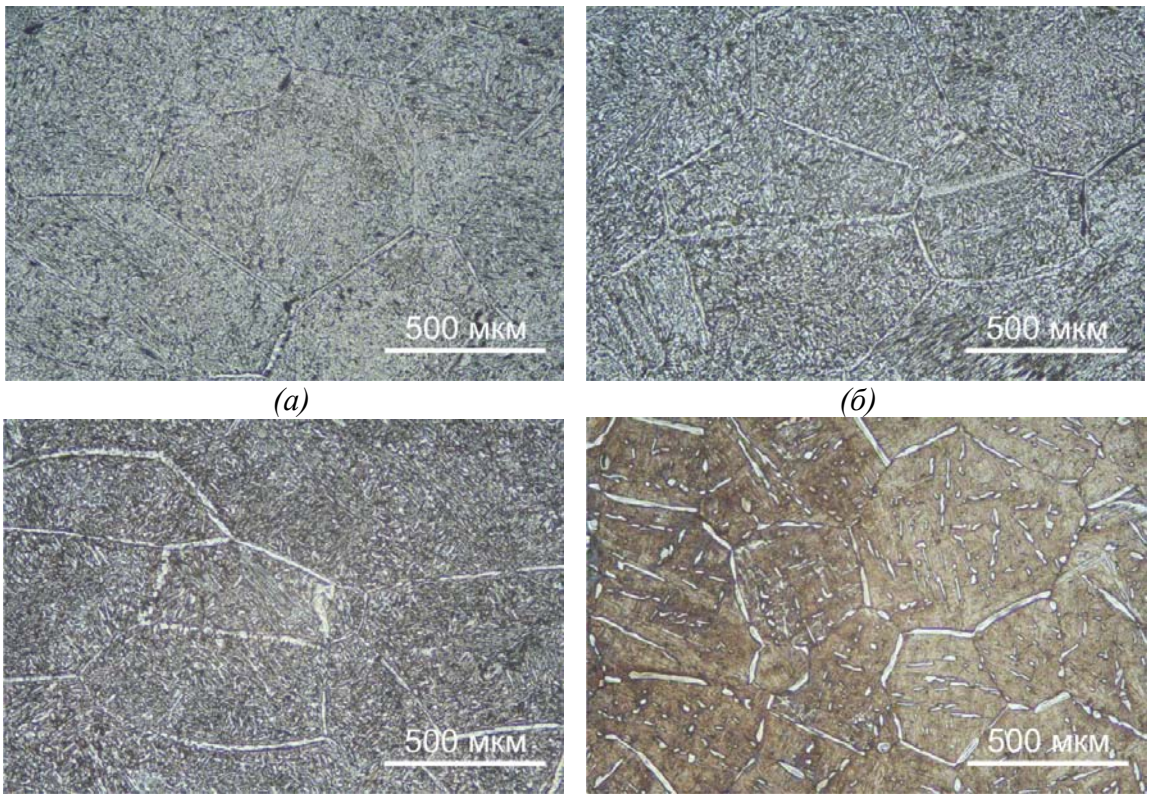


Рис. 2. Оптические микрофотографии поликристаллических образцов Zr–1 масс.% Nb после отжигов при разных температурах: (*а*) *T* = 750°C, 624 час. (*б*) *T* =780°C, 573 час. (*в*) *T* = 810°C, 271 час. и (*г*) *T* =840°C, 668 час.

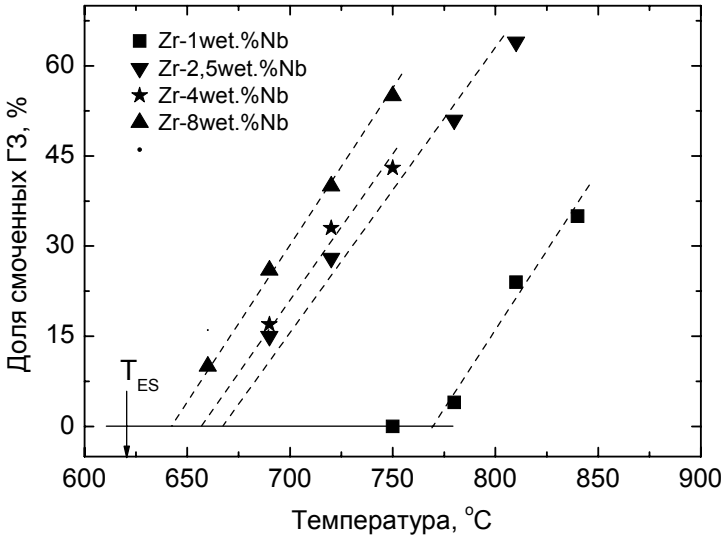


Рис. 3. Температурная зависимость доли смоченных ГЗ для сплавов Zr–1 масс.% Nb, Zr–2,5 масс.% Nb, Zr –4 масс.% Nb и Zr –8 масс.% Nb.

Список литературы

1. G.A. López, E.J. Mittemeijer, B.B. Straumal. Acta. Mater, V. 52, 2004, 4537.
2. Б.Б. Страумал. Фазовые переходы на границах зерен. М.: Наука, 2003, 327 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 09-02-00294).

АНАЛИЗ ОРИЕНТАЦИОННОЙ СВЯЗИ МЕЖДУ АУСТЕНИТОМ И СТРУКТУРНЫМИ СОСТАВЛЯЮЩИМИ ТОНКОПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА

Яковлева И. Л., Карькина Л. Е., Кабанова И. Г., Зубкова Т. А.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Российская Федерация,
phym@imp.uran.ru

Стали с пластинчатыми или глобулярными карбидами широко используется как конструкционные материалы. В соответствии с диаграммой состояния в заэвтектоидных сталях в процессе изотермического распада аустенита образуются избыточные видманштеттовы карбиды (ВК) и перлит. В эвтектоидных углеродистых сталях изотермическое превращение приводит к образованию пластинчатого перлита. Вопрос о существовании кристаллографической ориентационной связи между аустенитом, продуктами его распада, образующимися в процессе частичного изотермического превращения, до настоящего времени остаётся дискуссионным.

В настоящей работе с использованием электронной микроскопии изучена эволюция микроструктуры стали 120Г4 в двух состояниях: после частичного перлитного превращения, и микроструктура ревертированного аустенита, образовавшегося в стали после полного перлитного превращения и последующего нагрева до температур 680-1200˚С. В образцах после частичного перлитного превращения проведен анализ ориентационной связи между исходным аустенитом и тонкопластинчатым перлитом, составляющие которого (феррит и цементит) связаны между собой о.с. Багаряцкого: $[100]_{Ц} \parallel [0\,\bar{1}\,1]_{Ф}$; $[010] \parallel [1\,\bar{1}\,\bar{1}]_{Ф}$; $[001]_{Ц} \parallel [211]_{Ф}$.

При изучении ориентационной связи трёх фаз: аустенита, феррита и цементита на полученных микродифракциях находили совпадающие направления. Параллельные оси зон и лежащие в них параллельные направления давали экспериментальную кристаллографическую связь между тремя фазами. При построении совместных стереографических проекций для всех изученных фрагментов вычислялись матрицы перехода от лабораторной системы координат, определенной для каждого фрагмента, к главным осям аустенита, цементита или феррита.

Экспериментально обнаружен новый тип кристаллографической связи между структурными составляющими перлита (феррит и цементит) и одним из вариантов двойникованного аустенита. Предложенные о.с. основаны на экспериментальном наблюдении в высокоуглеродистой марганцевой стали множественного микродвойникования в остаточном аустените после частичного перлитного превращения, которое обусловлено низким значением энергии ДУ. Установлено, что с ростом температуры нагрева изменяется характер дефектной структуры ревертированного аустенита, обеспечивающей релаксацию внутренних напряжений, от микродвойников и дефектов упаковки к дислокациям. Низкое значение энергии ДУ аустенита вблизи температуры фазового превращения, наличие ориентационной связи между структурными составляющими перлита и одним из двойникованных вариантов остаточного аустенита свидетельствует о том, что двойникование играет сущетсвенную роль при перестройке решеток в процессе фазового превращения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы междисциплинарных фундаментальных исследований УрО РАН (09-М-12-2002), НШ-3706.2010.3, гранта РФФИ 08-02-00047, фонда науки и образования «Интелс» (грант № 60-08-02)

ФАСЕТИРОВАНИЕ ТИПА ZZ, И ТИПА SS КАК ФАКТОРЫ НЕСТАЦИОНАРНОСТИ ПРОЦЕССА МИГРАЦИИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПОЛУПЕТЛИ

Яшников В. П.

Институт физики твердого тела РАН
г. Черноголовка Московской области, Россия
yashnik@issp.ac.ru

Бикристаллы с межзеренной границей, имеющей геометрию зернограничной полупетли, несмотря на довольно продолжительное их изучение, продолжают оставаться интересным и далеко не в полной мере исследованными объектами как в экспериментальном так в особенности и в теоретическом аспекте. В первоначальный период их изучения основное внимание уделялось выявлению случаев, когда миграция зернограничной полупетли демонстрировала стационарный характер. Это означало по определению, что миграционный процесс, хотя и сопровождался уменьшением ограниченной ею площади (объема) образца и сокращением полной длины (площади) полупетли, однако ее геометрическая форма по существу не изменялась, или, испытывала лишь слабые возмущения.

В настоящее время, однако, интерес исследователей постепенно смещается в направлении по возможности детального анализа наблюдавшихся в экспериментах многочисленных случаев явного отклонения процесса миграции полупетли от стационарности. Существенно отметить, что важнейшую роль в этом смещении интереса сыграли работы по наблюдению и классификации фазовых переходов на поверхностях раздела кристаллов и, в частности, исследования по фазовым переходам на поверхности, мигрирующей полупетли, которые в известной мере могут рассматриваться как модельные. К настоящему времени уже достаточно хорошо установлено, что в ходе миграции зернограничной полупетли могут происходить фазовые переходы фасетирования и огрубления.

При фасетировании часть искривленной поверхности полупетли может становиться плоской. В трехмерном случае простейшим вариантом фасетирования является формирование на искривленной части полупетли плоского участка прямоугольной формы с вертикальными сторонами параллельными ребрам образца, имеющего форму параллелепипеда. В ряде случаев фасетирование может быть множественным, то есть в течение определенного промежутка времени, зависящего как от материала, так и от температуры на той части поверхности, которая в исходном состоянии была искривленной, может сосуществовать несколько кристаллографически различных фасеток отделенных друг от друга областями искривленной или грубой фазы.

Грубая фаза и фасетка, соседствуя друг с другом, могут сопрягаться *двумя качественно различными способами*. Представим себе точку находящуюся внутри грубой фазы и проведем в этой точке единичную нормаль к поверхности. Будем далее перемежать эту точку таким образом, чтобы добиться пересечения движущейся точкой ребра фасетки. При этом до тех пор, пока точка перемещается внутри области занятой грубой фазой, то есть внутри скругленной области соответствующая нормаль будет менять свою ориентацию в пространстве непрерывным и даже гладким образом.

При пересечении точкой ребра фасетки может представиться два качественно различных случая, реализующиеся в экспериментах на различных материалах. Ориентация нормали может совершить скачок при пересечении ребра фасетки. В этом случае считается по определению, что переход от грубой (скругленной) фазы к пло-

ской фасетке точно также как и обратный переход принадлежат к двумерным фазовым переходам *первого рода*. Напротив, если при переходе от скругленной фазы к фасетке гладкий характер изменения ориентации нормали (или, что эквивалентно, касательной плоскости) не нарушается, то переход от одной двумерной фазы к другой считается переходом *второго рода*. При повышении температуры отжига бикристалла фасетки имеют тенденцию сокращать свои размеры, и, в конечном счете, та часть зернограничной полупетли, которая в исходном состоянии была искривленной, может вновь стать искривленной, хотя от исчезнувшей фасетки может унаследовать ребровую линию, служащую линией раздела грубой фазы. Также как в случае, рассмотренном выше, эта линия является линией разрыва поля единичных нормалей, корректно заданного на скругленных частях зернограничной полупетли. Эксперимент показывает, что число ребровых линий в грубой фазе зернограничной полупетли может быть больше единицы.

Понятие зернограничной полупетли можно понимать в расширительном смысле, имея в виду ее геометрическое строение. В таком материале как цинк Zn боковые стороны полупетли могут быть реализованы как плоскости двойникования обладающие весьма низкой подвижностью, тогда как верхняя часть может представлять собой фасетку, лежащую в плоскости общего положения. Этот тип межзеренных границ существенным образом отличается, от зернограничных полупетель, в основном, подвергавшихся исследованию на ранних этапах. В частности, в начальном состоянии они вообще не обладают округленной фазой. Тем не менее, упомянутые два типа границ, интерпретируемые как геометрические поверхности являются топологически эквивалентными. Они также эквивалентны в гомотопическом смысле. В этом расширенном контексте термин зернограничная полупетля применим также и к ним.

Отличительной чертой зернограничных полупетель, состоящих из плоских боковых сторон, и грубой фазы является то, что движущая сила их термически стимулированной миграции пропорциональна *средней кривизне грубой фазы*, по крайней мере, пока в пределах двумерной области занятой грубой фазой не сформируется хотя бы одна фасетка с острыми ребрами. В то же время, движущая сила зернограничных полупетель, относящихся к классу двойниковых “ язычков “как в начальной стадии миграции, так и в последующем оказывается *взвешенная средняя кривизна*. Хорошо известно, что процесс миграции межзеренной границы и в частности зернограничной полупетли сопровождается уменьшением свободной энергии движущейся поверхности раздела. “Ложный здравый смысл” часто связывает это с уменьшением площади мигрирующей границы. Однако такое заключение справедливо лишь в случае, если мы имеем дело с однородной поверхностью, то есть такой поверхностью раздела, на которой свободная энергия как функция точки поверхности является постоянной.

Можно предположить, что в случае зернограничной полупетли второго типа, то есть двойникового “язычка”, перемычка между боковыми сторонами, лишь приближенно может быть рассмотрена в качестве фрагмента плоскости. Более правдоподобным представляется допущение, что верхняя перемычка двойникового язычка имеет “рифленую структуру”. Свободная энергия такого квази – плоского фрагмента не является постоянной функцией точки. Возможно, она представляет собой фрагмент функции периодической в одном пространственном направлении “параллельном” этой плоскости. Еще одно правдоподобное предположение состоит в том, что верхняя перемычка двойникового язычка представляет собой систему параллельных, прямолинейных ступенек. Характерные размеры ступенек, такие как ширина и высота могут быть много меньшими, чем расстояние между боковыми двойниковыми плоскостями.

Возможны, однако, случаи, когда характерные параметры ступенек сравнимы с упомянутым выше расстоянием. Сценарий миграции такой крупномасштабно фасетированной границы может состоять в следующем. При увеличении температуры отжига крупномасштабно – фасетированная начальная граница может испытать перемещение в результате, которого сократится площадь (объем в случае размерности 3) ограниченный полной зернограничной полупетлей. Вместе с тем переместившаяся граница в новом положении хотя и сохранит ступенчатый, то есть фасетированный характер структуры, однако характерные параметры ступенек ее составляющих уменьшатся. Это уменьшение может быть охарактеризовано множителем k, удовлетворяющим неравенствам $0 < k < 1$. Наиболее простым и ясным является сценарий, в котором коэффициент измельчения ступенчатой структуры $k = \frac{1}{2}$.

Каждое последующее увеличение температуры отжига образца имеет результатом не только перемещение границы, приводящее к уменьшению полной площади ограниченной полупетлей (объема в случае размерности 3), но также к образованию ступеньки взамен каждой фасетки предыдущего поколения. При этом характерные параметры сформировавшейся новой ступеньки оказываются в два раза меньше по сравнению с аналогичными параметрами ступеньки предшествующего поколения. Таким образом, миграция верхней перемычки двойникового “язычка” реализуется путем ее измельчающегося фасетирования. Важно отметить, что при этом последовательно формирующиеся фасетированные структуры все более мелкого масштаба с неограниченно возрастающей точностью аппроксимируют характерную для каждого поколения ступенек среднюю плоскость (прямую линию в случае размерности 2).

Таким образом, с физической точки зрения, то есть, оперируя физической точностью, мы получаем после достаточно большого числа шагов, связанных с увеличением температуры отжига такое состояние границы, при котором соответствующая ей ступенчатая структура имеет столь мелкий масштаб, что сама граница может трактоваться как плоский фрагмент или фасетка обладающая мелкомасштабной ступенчатой субструктурой. При этом процесс миграции, описанный выше, может привести к результирующей плоскости, пространственная ориентация которой отличается от ориентации плоскости, характерной для начального состояния. Отметим в дополнение к сказанному выше, что на начальном шаге процесса вместо ступенчатой структуры или другим словами фасетки типа SS может сформироваться зигзагообразная структура, то есть фасетка типа ZZ.

Важно также отметить, что в случае двумерной модели миграции возможен переход к эквивалентной модели одномерной квантовой теории поля. Эта модель в свою очередь обладает тем несомненным достоинством, что она точно решаема. Системы ступенек после перехода к этой модели интерпретируются как системы свободных фермионов. Процессы измельчения ступенек возможно в таком случае рассматривать как процессы распада фермионов. Мы можем, следовательно, заключить, что рассмотренный процесс миграции зернограничной полупетли типа двойникового “язычка” носит нестационарный характер, и что причина нестационарности лежит в самом механизме последовательного измельчения ступенчатых структур, посредством которого реализуется миграция.

УДК 621.891.(048): 539.178.(048)

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТЕЛ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Котенева Н. В.

Алтайский государственный технический университет г. Барнаул, Россия,
kot178@yandex.ru

Проблеме контактного взаимодействия твердых тел при динамическом нагружении посвящено множество публикаций ученых и инженеров. Широко изучены вопросы, связанные с рассмотрением поведения контакта в условиях как статического, так и динамического нагружения, причем контактирование носит упругий характер. Между тем известно, что теория Герца (и постановки других авторов, сходные с классической задачей Герца) построены на ряде допущений, суть которых состоит в идеализации свойств реальных материалов, например, что контактирующие тела являются упругими, однородными и изотропными. Однако на практике, в большинстве случаев, имеет место упругопластический и пластический контакт. В связи с этим решение контактных задач упругопластичности и было выбрано главным объектом исследования в данной работе.

В работе [1] показано, что полное сближение в упругопластическом контакте сферы с контртелом состоит из двух слагаемых, остаточного сближения $\delta_{пл}$, равного глубине остаточного отпечатка, и упругого сближения δ_y, исчезающего со снятием нагрузки, вследствие упругого восстановления контртела

$$\delta = \delta_y + \delta_{пл}. \qquad (1)$$

Данная формула позволяет рассчитать полное сближение в упругопластическом контакте при статическом нагружении. На практике, как правило, все детали машин работают при динамическом воздействии нагрузок, вызывающее увеличение их контактных деформаций.

Задачу контактирования жесткой гладкой сферы с гладкой упругопластической поверхностью рассматриваем как чисто контактную, в которой общие деформации взаимодействующих тел во внимание не принимаются.

Уравнение движения сферы имеет вид:

$$\frac{d^2\delta}{dt^2} = \frac{1}{m}P(x), \qquad (2)$$

где m – масса сферы; P – текущее значение силы, возрастающее непрерывно от нуля до P^* в течение периода $0 \le t \le t^*$, при этом соответственно $0 \le x \le x_{\max}$; x – сближение взаимодействующих тел за счет динамического нагружения.

$$P(x) = a_1\sqrt{x} + a_2 x, \qquad (3)$$

где $a_1 = -\beta\gamma^{\frac{1}{2}} / \alpha^{\frac{3}{2}}$; $a_2 = 1/\alpha$; $\alpha = \dfrac{1}{2\pi RH}$; $\beta = k^{\frac{3}{2}}$; $\gamma = \pi RH$; $k = 2\dfrac{(1-\mu^2)}{E}$, E, μ – упругая постоянная, нормальный модуль упругости и коэффициент Пуассона соответственно; $H = C\sigma_m$ – пластическая твердость материала; C – коэффициент стеснения, зависящий от свойств материала [2]; σ_m – предел текучести материала.

С учетом формулы (3) получим дифференциальное уравнение движения жесткой, гладкой сферы по упругопластическому полупространству при динамическом нагружении в нормальном направлении

$$m\ddot{x} + a_1\sqrt{x} + a_2 x = 0\,. \tag{4}$$

Решая дифференциальное уравнение (4) можно расчетным путем определить максимальную динамическую силу , максимальное полное, остаточное и упругое сближения в контакте, а также продолжительность активной стадии контактного взаимодействия t^* при варьировании различных параметров (начальной скорости, твердости материала контртела, диаметра сферы).

Интегрируя уравнение (4) и принимая значение начальной скорости равным нулю ($v_0 = 0$) получим зависимость, которая позволит рассчитать статическое сближение.

$$x = \left(\frac{2a_1}{3a_2} \left[\sin\left(\frac{t\sqrt{a_2}}{2\sqrt{m}} - \frac{\pi}{2} \right) + 1 \right] \right)^2 . \tag{5}$$

При этом полученные значения близки тем, что рассчитаны по формуле (1).

Считая, что $\frac{dx}{dt} = v$, после первого интегрирования можно найти скорость сближения в виде

$$\frac{dx}{dt} = \sqrt{v_0^2 - \left(\frac{4a_1 x^{\frac{3}{2}}}{3m} + \frac{a_2 x^2}{m} \right)}\,. \tag{6}$$

Для вычисления продолжительности динамического контакта производится разделение переменных в уравнении (6), а затем интегрирование от начала нагружения до момента максимального сближения

$$t = \pm \int_0^{x_{\max}} \frac{dx}{\sqrt{v_0^2 - \left(\frac{4a_1 x^{\frac{3}{2}}}{3m} + \frac{a_2 x^2}{m} \right)}}\,. \tag{7}$$

Предлагаемая теоретическая модель расчета может быть использована не только для динамического контакта гладкой упругой сферы с упругопластическим полупространством, но и для более широкого спектра контактных взаимодействий.

Список литературы

1. Котенева Н.В. Динамическая модель расчета гладких твердых тел с учетом пластических деформаций – Вестник машиностроения, 2009, №1, с. 22-25
2. Дрозд М.С. Определение механических свойств металла без разрушения. – М.: Металлургия . 1965. – 171с.

ПРОЧНОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ И ПОКРЫТИЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ

Филиппов М. А., Шумяков В. И., Коробов Ю. А., Легчило В. В.

Уральский государственный технический университет-УПИ, г. Екатеринбург, Россия,
mvd@mtf.ustu.ru

Известно, что материалы износостойкие в различных условиях механического изнашивания (абразивного, гидро- и газоабразивного, эрозионного, кавитационного и др.) должны обладать структурой, способной к максимальному упрочнению под влиянием контактного нагружения. Рабочая поверхность таких материалов отличается высокой эффективной, или эксплуатационной прочностью, препятствующей механическому внедрению контактирующего контртела или частиц и аномальным видам разрушения при адгезионном изнашивании. С другой стороны, ресурс работы при контактном воздействии определяется кинетикой накопления и аннигиляции дефектов кристаллического строения., то есть адаптивной способностью материала к условиям нагружения. В качестве наиболее эффективных рассматриваются стали и чугуны, в которых сформирована структура метастабильного аустенита или аустенит определённого химического состава присутствует наряду с мартенситом, карбидами и др. фазами и структурными составляющими. Рассеяние подводимой к рабочей поверхности энергии при внешнем воздействии наиболее эффективно производится микрогетерогенной структурой с метастабильным аустенитом, превращающимся в дисперсный мартенсит в процессе эксплуатации. Самоорганизация структуры, обусловленная релаксационными процессами при образовании мартенсита, с высоким уровнем деформационного упрочнения поверхностного слоя и формирование сжимающих напряжений обеспечивают высокую стойкость материалов, в максимальной степени отвечающих принципам синергетического подхода к неравновесным системам.

Классическим примером метастабильной аустенитной стали (МАС) служит кавитационно-стойкая сталь 30Х10Г10. МАС типа 60Х4Г10Л обладают высокой стойкостью в условиях циклического контактно-ударного нагружения и ударно-абразивного изнашивания. Это обусловлено тем, что в среднеуглеродистых МАС уже на начальных этапах деформации интенсивно развивается $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$-превращение с созданием высокого уровня упрочнения. Высокоуглеродистые МАС – 120Г6ХЛ и 140Г5ХЛ – значительно превосходят сталь 110Г13Л по стойкости при абразивном изнашивании.

Принцип метастабильности аустенита в обеспечении контактной прочности имеет универсальный характер и применим не только к сталям, но к чугунам, наплавочным сплавам с карбидным (карбоборидным) упрочнением и напылённым покрытиям. В последних случаях речь идёт о получении определённого химического и фазового состава металлической основы или металлических фрагментов с преимущественно метастабильным хромистым аустенитом, содержащим 0,5-0,7 % С, что обеспечивается ускоренным охлаждением после наплавки или напыления, например, сплава типа 150Х8Т2Р. Износостойкость определяется не столько исходной твердостью поверхностного слоя, сколько уровнем его эффективной прочности, который достигается у данных материалов в процессе изнашивания.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ

[1]Фроленкова Л. Ю., [1]Шоркин В. С., [2]Витковский И. В., [2]Конев А. Н.

[1] Орловский государственный технический университет, Орел, Россия,
Lara@ostu.ru
[2] ФГПУ "Научно-исследовательский институт электрофизической аппаратуры им. Д. В. Ефремова" 196641, Санкт-Петербург, Россия,
vitkoviv@sintez.niiefa.spb.su

Процесс прецизионного соединения элементов слоистых композитов посредством диффузионной сварки нашел широкое применение в промышленности [1, 2].

В работе предложена методика установления связи между параметрами технологического процесса диффузионной сварки – давлением, температурой и временем выдержки, физическими свойствами свариваемых материалов и прочностью получаемого композита, которая оценивалась энергией и силой когезии, рассчитываемыми предложенным методом для размытой из-за диффузии поверхности первоначального контакта.

Сделаны следующие допущения.

1. Каждое из свариваемых тел B получается путем выделения из внутренности значительно превосходящего его по размерам тела Ω (бесконечная среда), материал которой является сплошным, однородным, изотропным, упругим, недеформированным, обладающим известными физическими характеристиками.

2. Образование свободной поверхности A тела B происходит в изотермическом обратимом процессе мгновенного выделения B из Ω.

3. Затраченная на выделение работа G преобразуется в приращение свободной энергии ΔF одного тела [3]:

$$\Delta F = 2\int_A W_p dA\,, \qquad (1)$$

где W_p – поверхностная энергия.

4. Энергия (1) адиабатически перераспределяется в потенциальную энергию малых упругих деформаций деформации [2] и тепловую энергию. Переходные процессы перераспределения энергии не рассматриваются.

5. В момент первоначального контакта тел, при приложении к ним сжимающего давления и нагреве, они вступают в состояние адгезии, после чего начинается взаимная диффузия контактирующих материалов.

6. В процессе диффузии контактирующих материалов в окрестности первоначальной поверхности контакта свойства сред выравниваются, несплошность контакта исчезает. Адгезионный контакт тел первоначального состава превращается в когезионный контакт двух частей одного тела переменного по объему и времени состава.

7. Прочность сварного соединения оценивается энергией когезии ϑ частей объединенного тела:

$$\vartheta = 2\ \ W_p\ , \qquad (2)$$

и силой $\vec{f}$ когезии тех же частей отнесенной к единице площади поверхности A_a первоначального контакта равной силе их притяжения.

8. Материал каждого из тел B является объединением сплошной упругой среды B^r и идеальных фононного B^f и электронного B^e (для металлов) газов. Все три среды находятся в положении равновесия.

Среда B^r в неметаллах моделирует решетку электрически нейтральных атомов. Допускается, что в металлах любая элементарная частица $dB^r = dB^i \bigcup dB^e$, явля-

ясь объединением частицы dB^i ионной среды и частицы dB^e электронного газа, электрически нейтральна.

9. Частицы dB^r притягиваются друг к другу с помощью потенциальных сил. Учитывается парное и тройное нелокальные взаимодействия частиц среды. Изменение свободной энергии сред B^f и B^e (в металлах) определяется как суммарная работа давлений электронного и фононного газов на относительных изменениях объема [4].

Допускается так же, что реальная поверхность приводимых в контакт поверхностей свариваемых деталей имеет шероховатость, из-за которой наблюдается прерывистый контакт на множестве мелких микроучастков с площадью, намного меньшей номинальной. Увеличение реальной площади контакта осуществляется за счет смятия шероховатости сжимающим давлением $p^{(c)}$, обеспечивающим в микронеровностях напряжения, равные пределу текучести материала σ_T (или σ_{02}).

Считается, что неровности представляют треугольные призмы с углом при вершине равным $\pi/2$, заданной высоты h_0 и ребром, параллельным плоскости контакта, длиной, равной $h_0\sqrt{2}$. Они имитируют выступающие на поверхность кристаллиты кубической формы.

Сила, действующая со стороны одной из соединяемых деталей на другую, передается посредством действия распределенных равномерно вдоль ребер сил $\vec{\Pi}$ [5, 6]. Их величина: $\Pi = 2p^c h_0$. Вектор $\vec{\Pi}$ направлен перпендикулярно плоскости номинального контакта. Расчет напряжений делается на основе градиентной теории упругости второго порядка.

В качестве примера рассмотрено соединение молибдена и ванадия. Высота неровностей h_0 принята равной ($h_0 = R_a$= 0,06 – 0,12 мкм ≈ 10^{-7} *м*) шероховатости после механической обработки, температура T = 1000 °*K*, ей соответствует $\sigma_{0,2} = 160$ МПа. Минимальная сила $\Pi = 2p^c h_0$, переводящая материал в пластическое состояние, вызывающая значение максимума радиальных напряжений $\sigma_{rr} = 160 \cdot 10^6 \ H/м^2 = \sigma_T$ (1000 °*K*), равна 3,44 *Н*/*м*^{2}. Минимальная сила соответствует максимуму зависимости $\sigma_{rr}(r)$ на биссектрисе угла при вершине нормального сечения неровности. Вид зависимости аналогичен виду $\sigma_{rr}(r)$, вызванному распределенной по ребру неровности нагрузке. Ее вызывает сжимающее давление $p^c_{T0} = \dfrac{\Pi_{T0}}{2h_0} = 172 \cdot 10^5$ Н/м^2. Значение сжимающего давления, при котором, по предположению, неровности исчезают и достигается полный контакт свариваемых деталей, $p^0_{T1} = 344 \cdot 10^5$ Н/м^2. Для ванадия эти величины соответственно равны $p^0_{T0} = 258 \cdot 10^5$ Н/м^2 и $p^0_{T1} = 516 \cdot 10^5$ Н/м^2. Если сжимающее давление будет выбрано в пределах $\left(p^c_{T0},\ p^c_{T1}\right)$, то контакт свариваемых тел окажется не сплошным.

По данным опытов с образцами – спутниками определены коэффициенты диффузии молибдена в сплаве и средний коэффициент диффузии $D_{(\beta\alpha)}$ м^2/с (где β – Мо, α – сплав и наоборот) компонент сплава в молибдене для температур 950 °С, 1000 °С, 1050 °С:

$D_{(\text{Мо, сплав})}$(950 °С) = 2,558 × 10^{-20} м^2/с, $D_{(\text{сплав, Мо})}$(950 °С) = 8,139 × 10^{-20} м^2/с;
$D_{(\text{Мо, сплав})}$(1000 °С) = 3,241 × 10^{-19} м^2/с, $D_{(\text{сплав, Мо})}$(1000 °С) = 5,849 × 10^{-19} м^2/с;
$D_{(\text{Мо, сплав})}$(1050 °С) = 3,387 × 10^{-18} м^2/с, $D_{(\text{сплав, Мо})}$(1050 °С) = 3,622 × 10^{-18} м^2/с.

Поверхностная энергия W_p рассчитывалась двумя способами для полубесконечного тела, ограниченного плоскостью. Первый – по изменению свободной энергии ΔF, определенному в момент выделения B из Ω до начала деформации поверхности слоя (W_{p1}). Второй – по изменению ΔF, определенному после завершения деформации с учетом ее величины (W_{p2}). Получено при $T_0 = 20$ °C:

- для *Mo*: $W_{p1} = 4,239$ Дж/м^2; $W_{p2} = 4,405$ Дж/м^2,

- для *V*: $W_{p1} = 3,217$ Дж/м^2; $W_{p2} = 2,960$ Дж/м^2.

Зная эти величины рассчитаны значения работы ϑ Дж/м^2 и силы f Дж/м^2 когезии. Их значения соответственно равны (использовано W_{p1}):

ϑ(950 °C) = 6,842 Дж/м^2, f(950 °C) = 3,071 × 10^{10} Дж/м^2;
ϑ(1000 °C) = 6,924 Дж/м^2, f(1000 °C) = 3,119 × 10^{10} Дж/м^2;
ϑ(1050 °C) = 7,108 Дж/м^2, f(1050 °C) = 3,229 × 10^{10} Дж/м^2.

Анализ данных свидетельствует о росте прочности соединения с ростом температуры.

Список литературы

1. Люшинский А. В. Диффузионная сварка разнородных материалов / А. В. Люшинский. – М.: Издательский центр "Академия", 2006. – 208 с.
2. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов / Э. С. Казаков. – М.: Машиностроение, 1976. – 312 с.
3. Ландау Л. Д. Статистическая физика / Л. Д. Ландау, В. М. Лифшиц. – М.: Наука, 1976. – 477 с.
4. Жирифалько Л. Статистическая физика твердого тела / Л. Жирифалько. – М.: Мир, 1975. – 384 с.
5. Дереновский А. Г. Результаты расчета напряжений в вершине острой режущей кромки / А. Г. Дереновский // "Упрочняющие технологии и покрытия". – М.: Машиностроение, 2006. – В. 12. – С. 54-56.
6. Шоркин В. С. Напряженно-деформированное состояние в окрестностях концентратора напряжений / В. С. Шоркин // "Прикладные проблемы прочности и пластичности", 1996. – В. 54. – С. 222 – 227.

АСМОЛ КАК ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЙ ПРОТЕКТОР КОРРОЗИИ

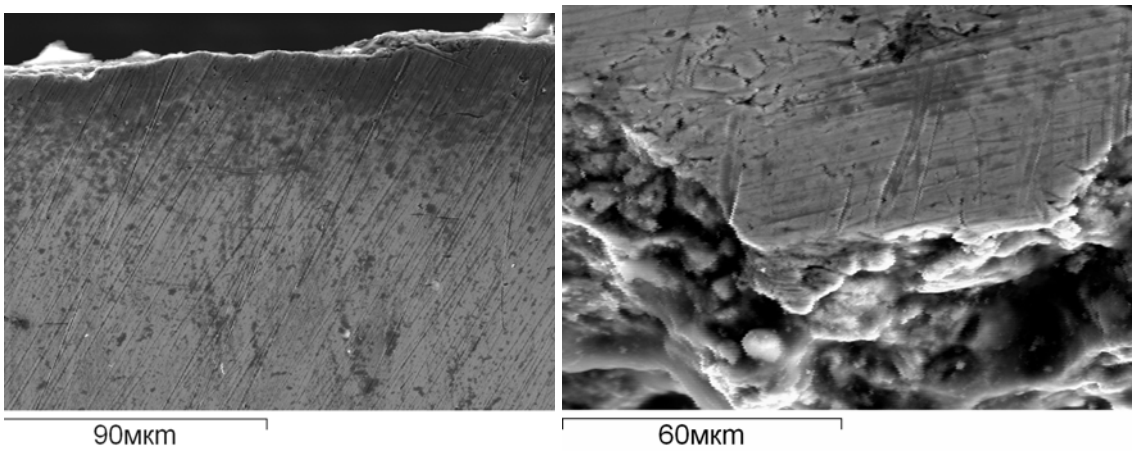
Гладких И. Ф[1]., Сафаров И. М.[2], Сергеев В. И[3]., Черкасов Н.М[1].

[1] *ООО «Поиск», Россия*
[2] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Россия,*
[3] *Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия,*
pro100ilich@yandex.ru

Исследования последних лет свидетельствуют о том, что асфальто-смолистый олигомер (АСМОЛ), разработанный и выпускаемый ООО НИЦ «Поиск» является чрезвычайно эффективным протектором коррозии стальных труб [1]

Для выяснения природы высокой протекторной способности АСМОЛа были проведены структурные исследования образца трубы, покрытой с внешней стороны АСМОЛом, после 5 лет эксплуатации. АСМОЛ был смыт с внешней стороны гексаном. Под покрытием труба покрыта пленкой черного цвета, с противоположной стороны, на противоположной внутренней стороне трубы – продукты коррозии бурого

цвета. Для определения толщины черной пленки был применен метод растровой электронной микроскопии. Образец подвергался шлифовке и полировке. Травления не производилось, чтобы не разрушить покровную пленку. Несмотря на все меры предосторожности, определить толщину пленки не удалось, то есть пленка тоньше разрешающей способности РЭМ (рис.1 *а*).

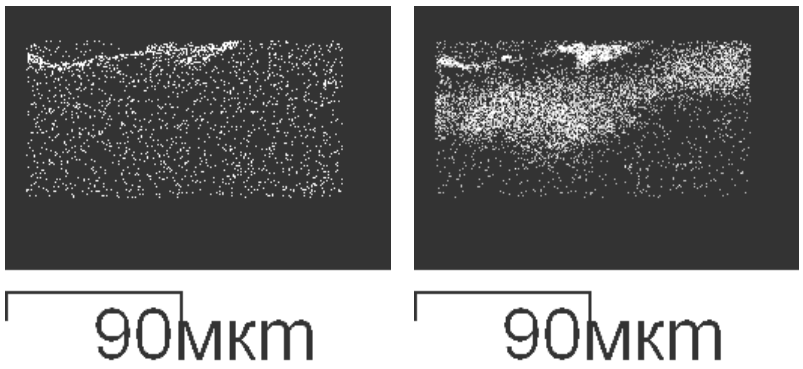


а) *б*)

Рис 1. Вид образца со стороны, покрытой АСМОЛом (*а*), и с противоположной стороны (*б*)

На противоположной стороне трубы толщина слоя коррозии существенно больше, до 100 мкм, причем коррозионный слой хрупко разрушается при полировке.

Попутно удалось установить, что приповерхностные слои содержат повышенное количество алюминия и углерода (рис. 2*а* и *б*). Весьма интересным является тот факт, что углерод равномерно распределен в материале приповерхностной зоны, то есть, находится не в виде цементита, а в виде твердого раствора.



а) *б*)

Рис. 2. Карты распределения алюминия (*а*) и углерода (*б*) в приповерхностных слоях трубы со стороны, обработанной асмолом.

С противоположной стороны трубы, не обработанной асмолом, распределение углерода неравномерно, причем повышения концентрации углерода нет (рис.3). Заметного количества ионов алюминия не обнаружено. Оптическая микроскопия травленого образца показала, что как в объеме материала, так и со стороны трубы необработанной, у материала феррито-перлитная структура (рис. 4), со стороны, обработанной асмолом, травление образца затруднено.

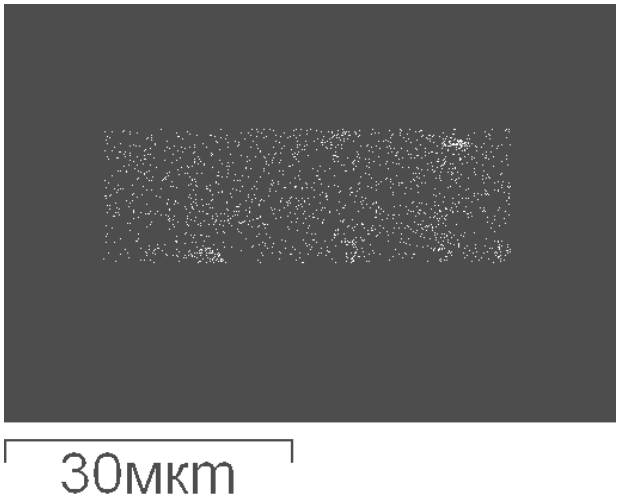


Рис.3. Карта распределения углерода со стороны трубы не обработанной асмолом

Более того, перлита в приповерхностных слоях со стороны, обработанной АСМОЛом, не обнаружено (рис. 5).

Полученные результаты можно непротиворечиво объяснить, если принять, что сильно полярные молекулы АСМОЛа удаляют с поверхности трубы ионы трехвалентного железа. Это препятствует увеличению толщины оксидной пленки и на поверхности образуется тонкая пленка двухвалентного оксида железа.

Поскольку параметры решетки FeO и железа существенно различаются, для сохранения когерентности границы раздела решетки искажаются. Решетка железа оказывается растянутой, а решетка оксида сжатой. Аналогичный процесс происходит при образовании зон Гинье-Престона, когда у тонких пластин $CuAl_2$ и окружающей алюминиевой матрицы искажаются решетки. В искаженную решетка железа диффундируют ионы алюминия и углерода из асмола и стабилизируют искажения решетки. Искажение решетки внутри зерен приводит к росту энергии и уменьшению разницы между энергиями атомов на границах зерен и в глубине зерен. Как следствие уменьшается разница в химических потенциалах и замедляется коррозия.

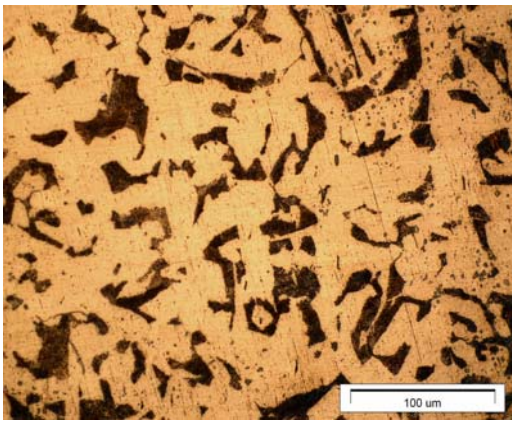


Рис 4. Типичная структура образца в объеме трубы и со стороны, необработанной асмолом.

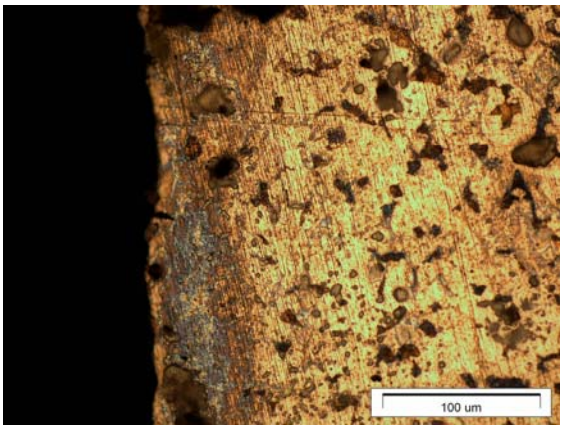


Рис. 5. Структура со стороны, обработанной асмолом

Таким образом, АСМОЛ является «интеллектуальным» протектором, который не просто механически препятствует проникновению коррозионно-активных веществ к поверхности материала трубы, но и создает условия для изменения химического состава трубы и роста коррозионной стойкости стали.

1. Черкасов Н.М., Гладких И.Ф., Гумеров К.М., Субаев И.У. «Асмол» и новые изоляционные материалы для подземных трубопроводов». М.: Недра, 2005, 155 с.

УДК 539.37:669.765(043.3)

МИКРОСТРУКТУРА МОДИФИЦИРОВАННЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ

Савенко В. С., Демиденко А. П., Каленик А. С.

УО «Мозырский государственный педагогический университет имени И.П. Шамякина», г. Мозырь, Республика Беларусь
savenko-vl@rambler.ru

Фундаментальные и прикладные проблемы современного материаловедения по повышению эффективности производства, технологического уровня определяются необходимостью создания комплексов высоких физико-механических свойств материалов в экстремальных физических условиях с высокими служебными характеристиками.

В последние десятилетия имеются определенные успехи в создании высокопрочных материалов, в частности, с помощью различных способов предварительной обработки с целью создания устойчивой структуры, обеспечивающей высокую прочность при обычных и повышенных температурах. Это методы термомеханической обработки, создание мелкозернистой структуры и другие способы.

Впервые экспериментально исследована электропластическая деформация алюминиевой проволоки марки АКЛП-5 ПТ методом волочения с подведением импульсного и постоянного тока скользящими контактами до и после рабочей части деформационного узла.

Алюминиевая катанка марки АКЛП-5 ПТ полутвердая с максимальным сечением 196 мм^2 (d = 14 мм) подвергалась электропластическому волочению на волочильном станке СМВ-1-9М4. В процессе волочения осуществлялся подвод импульсного тока к алюминиевой проволоке для каждой волоки, установленной на волочильном стане, согласно технологическому маршруту волочения (максимальное количество волок – 9). Импульсы тока подавались генератором мощностью 70 кВт. Электрическое сопротивление каждого контактного узла электропластического волочения при натянутой алюминиевой проволоке не превышало значения R = 0,005 Ом.

Применялись следующие режимы волочения: обычное волочение без подвода тока; электропластическое волочение с импульсным током до 1000 А/мм^2, пропускаемым через зону деформации, при полярности плюс источника тока до зоны деформации; тоже с полярностью минус источника тока до зоны деформации.

Электрическое сопротивление метровых образцов проволок измерялось по мостовой компенсационной схеме (класс точности 0,1), а удельное электросопротивление рассчитывалось по усредненному диаметру проволоки, измеренному микрометром (с точностью до 1 мкм). Механические свойства — разрывное усилие и относительное удлинение - измерялись на разрывной машине РМУ - 0,05 с точностью 1% (относительное удлинение определялось на базе 200 мм). Рентгеноструктурные исследования проводились дифрактометром на медном излучении.

Образцы проходили специальное химическое травление. Исследования проводились на приборе «Пост микроконтроля МК-3 (на базе микроскопа МИ-1) с использованием программ Autoscan Object (программа выделения и анализа объектов на растровых изображениях) и Autoscan Areas (программа выделения и анализа площадей на растровых изображениях).

В данной работе исследовались различные характеристики оценки структуры и механических свойств алюминиевой проволоки. Результаты показали, что структура и механические свойства алюминия изменяются при пропускании через образец импульсов тока.

Исследования по параметру длина зерна (рис.1) показали, что наибольшему деформационному влиянию подвержены образцы с направлением тока от плюса к минусу.

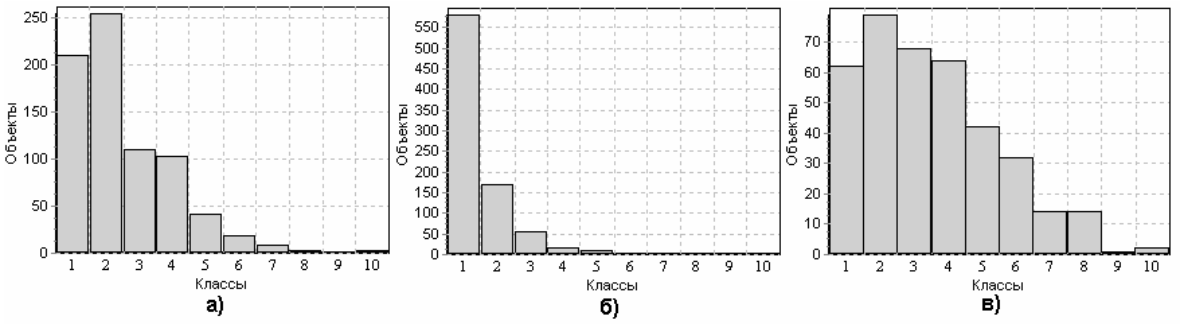


Рис. 1. Гистограммы распределения зерен по длине: *а*) без тока; *б*) с током от плюса к минусу; *в*) с током от минуса к плюсу.

Исследования ориентации зерен (рис.2) после электропластической деформации показали, что деформационное направление от плюса к минусу влияет на ориентацию зерен. По мере нарастания деформации происходит дробление зерен с уменьшением фрагментации, также увеличивается разориентация зерен. Формируются размытые текстурные максимумы, характерные для мелких зерен и блоков. Импульс электрического тока, проходящий через деформационное поле проволоки во время волочения, приводит к повышению пластичности исследуемых образцов, зерна в большей степени деформируются и приобретают неравноосную форму. Деформированные зерна располагаются своим минимальным сечением параллельно плоскости шлифа. При этом растет степень совершенства аксиальной текстуры алюминиевой проволоки [2].

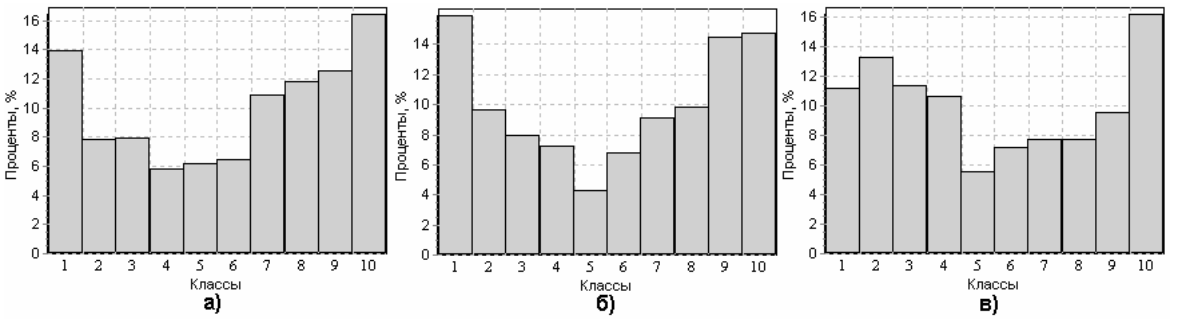


Рис. 2. Гистограммы распределения зерен по площади ориентированных зерен: *а*) без тока; *б*) с током от плюса к минусу; *в*) с током от минуса к плюсу.

Размеры областей когерентного рассеяния максимальны у образцов, деформированных при токе от минуса к плюсу, минимальны при деформации от плюса к минусу, при отсутствии тока имеют промежуточное значения. Таким образом, можно сделать вывод, что деформация по режиму от минуса к плюсу дает более равновесную структу-

ру, чем деформация без тока, деформация по режиму от плюса к минусу — наиболее искаженную структуру. При деформации от плюса к минусу происходит более существенное измельчение структуры, и деформация осуществляется при больших микроискажениях [3].

Изменение внутренней структуры материала после электропластической деформации влияет на физико-механические характеристики изделия. Электропластическое волочение приводит к уменьшению удельного сопротивления, что открывает определенные возможности в упрощении процесса изготовления алюминиевой проволоки с улучшенными служебными характеристиками путем замены обычного волочения электропластическим с исключением из технологического цикла операций энергозатратного отжига. Кроме этого, предложенная технология волочения по сравнению с обычной снижает усилия деформации. Этот эффект приводит не только к снижению энергетических затрат, но и повышает ресурс стана в том числе износостойкость деформационных деталей волок.

Исследования по параметру длина зерна показали, что наибольшему деформационному влиянию подвержены образцы с направлением тока от плюса к минусу. Под влиянием тока большой плотности происходит измельчение микроструктуры шлифа. Размеры зерен алюминиевой проволоки деформированной без тока на много больше, чем с током, что свидетельствует о достаточно высоком уровне остаточных напряжений. Измельчения зерен тем выше, чем больше плотность тока. По мере нарастания деформации происходит дробление зерен с уменьшением фрагментации, также увеличивается разориентация зерен. Формируются размытые текстурные максимумы, характерные для мелких зерен и блоков. Импульс электрического тока, проходящий через деформационное поле проволоки во время волочения, приводит к повышению пластичности исследуемых образцов, зерна в большей степени деформируются и приобретают неравноосную форму. Деформированные зерна располагаются своим минимальным сечением параллельно плоскости шлифа. При этом растет степень совершенства аксиальной текстуры алюминиевой проволоки.

Список литературы

1. Савенко, В.С. Механическое двойникование и электропластичность металлов в условиях внешних энергетических воздействий / В.С. Савенко - Мн.: БГУ, 2003. - 200с.
2. Savenko, V.S. Influence of electroplastic deformation on physicomechanical characteristics of deformation aluminum // First Russia-China Joint Symposium on the electroplasticity effect in metals Shenzhen, China, May 31 – June 4, 2007. s. 218.
3. Савенко, В.С., Троицкий, О.А. Влияние электропластического волочения на физико-механические характеристики деформационного алюминия // «XVII Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные 90-летию со дня рождения профессора А.Н. Орлова»: Тез. докл. междунар. науч.-технич. конф. – Санкт-Петербург: ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, 2007. с.64.
4. Рощупкин, А.М. Физические основы электропластической деформации металлов / А.М. Рощупкин [и др.]. – Москва: Издательство ВУЗов, Физика, 1996, т.39, №3.

ТРЁХОСНОСТЬ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ КАК ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЙ ПАРАМЕТР НЕРАЗРУШАЮЩЕЙ ОЦЕНКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ

Барон А. А., Слюсарева О. Ф.

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

Одна из серьёзнейших проблем промышленности России сегодня – наличие во всех отраслях производства огромного парка оборудования с истекающим или уже исчерпанным сроком эксплуатации. Отсутствие должного мониторинга текущего состояния такой техники может привести к трагическим последствиям. Свидетельство тому – недавняя авария на Саяно-Шушенской ГЭС.

Из наиболее развитых неразрушающих методов оценки состояния металла объектов, находящихся в эксплуатации, является метод контактного деформирования (метод твёрдости). Он позволяет избежать простоев оборудования, находящегося в эксплуатации, необходимых для вырезки и лабораторных испытаний образцов. Кроме того, метод контактного деформирования позволяет осуществлять стопроцентный, а не выборочный контроль. Однако его применимость ограничена главным образом оценкой статических характеристик металла при растяжении – пределов текучести и прочности, равномерной деформации, модуля упругости.

В то же время известно, что более современная концепция прочности твёрдых тел основана на представлениях механики разрушения. Предполагается, что реальное изделие всегда содержит трещины, растущие под действием циклических нагрузок. Вопрос лишь в том, за какое время эти дефекты дорастут до критической величины и приведут к мгновенному разрушению изделия.

Методы оценки трещиностойкости и остаточного ресурса по результатам испытаний на твёрдость находятся в зачаточном состоянии. Поэтому для прогнозирования долговечности приходится выводить объект из эксплуатации, вырезать из него образцы и подвергать их лабораторным испытаниям. Повреждённые вырезкой образцов места заваривают, создавая дополнительные источники неопределённости.

Таким образом, создание неразрушающего метода оценки склонности к хрупкому разрушению и остаточного ресурса по результатам испытания на твёрдость является актуальной задачей.

Оценка трещиностойкости K_{Ic} по твёрдости представляет собой задачу, сложную в теоретическом плане. Дело в том, что, в отличие от испытаний на трещиностойкость, испытания на твёрдость не приводят к разрушению образца. В отличие от известной корреляции $\sigma_в = f(\text{HB})$, универсальной зависимости типа $K_{Ic} = f(\text{HB})$ не существует. Поэтому необходим поиск иных параметров контактного деформирования, коррелирующих с вязкостью разрушения. Для этого в данной работе проводились исследования объемности (трехосности) напряжённого состояния в зоне ограниченной пластичности перед фронтом трещины нормального отрыва и пластической зоне под сферическим индентором вдоль оси вдавливания.

Трёхосность t оценивали по отношению среднего нормального напряжения σ_m к эквивалентному σ_i вдоль оси вдавливания индентора и вдоль линии продолжения трещины нормального отрыва в зоне ограниченной пластичности.

$$t = \sigma_m / \sigma_i, \qquad (1)$$

где σ_m – средние нормальные напряжения, а σ_i – эквивалентные напряжения. Эти напряжения определяются соответственно:

$$\sigma_m = (\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z)/3, \quad (2)$$

$$\sigma_i = (1/\sqrt{2})[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2]^{0,5}. \quad (3)$$

Здесь σ_x, σ_y и σ_z – главные нормальные напряжения.

Решения задач о расчёте напряжений перед вершиной трещины и под отпечатком сферы получены нами ранее [1, 2].

Для трещины нормального отрыва трёхосность рассчитывали для момента наступления критического состояния (непосредственно в момент начала спонтанного разрушения, когда $K_I = K_{Ic}$). Однако по мере вдавливания сферы с ростом нагрузки на индентор главные напряжения σ_x, σ_y ,σ_z и параметры трёхосности в центре отпечатка изменяются. Мы выполнили расчёты трёхосности для сталей 17ГС-У, 106Г2НАБ, 15Х2НМФА, 10Г2ФБ, 17ГС, 50Х, 15Х2МФА в интервале температур 77–293 К для разных величин нагрузок на индентор.

На рис. 1 представлена зависимость между трёхосностью *t* и расстоянием от вершины трещины *r* в зоне ограниченной пластичности перед вершиной трещины нормального отрыва для стали 10Г2ФБ при различных температурах. Рис. 2 показывает изменение трёхосности напряжённого состояния в зоне пластичности под отпечатком сферы с диаметром 5 мм при нагрузке на индентор 1875 н. Видно, что модули величины *t* в вершине трещины и в центре отпечатка сферического индентора имеют близкие значения и составляют около 1,5. Наибольший модуль t при вдавливании соответствует центру отпечатка (*Z* = 2,5 мм, начало координат связано с центром индентора).

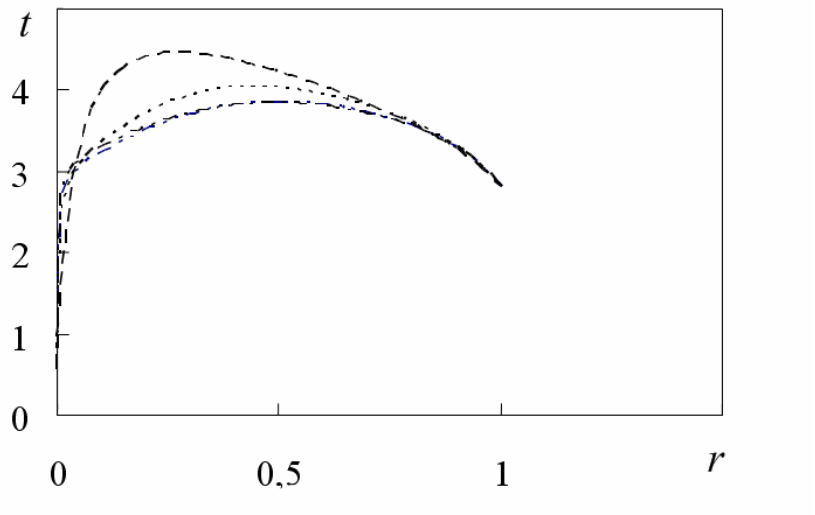


Рис. 1. Зависимость между трёхосностью t и относительным расстоянием от вершины трещины *r* для стали 10Г2ФБ при различных температурах:
—— 77 К; --- 213 К; -·- 243К; -···- 293К

Как удалось установить [3], при близких значениях модулей трёхосности в вершине трещины и в центре сферического отпечатка в интервале температур 77–293 К наблюдается линейная зависимость между величиной K_{Ic} и удельной работой вдавливания индентора $U_{кр}$ (рис. 3).

При этом работа, затрачиваемая на вдавливание, $U_{кр}$, рассчитывалась как [3]:

$$U_{кр} = \int_0^h HM(h)dh. \quad (4)$$

Здесь *h* – глубина отпечатка, НМ – твёрдость по Мейеру.

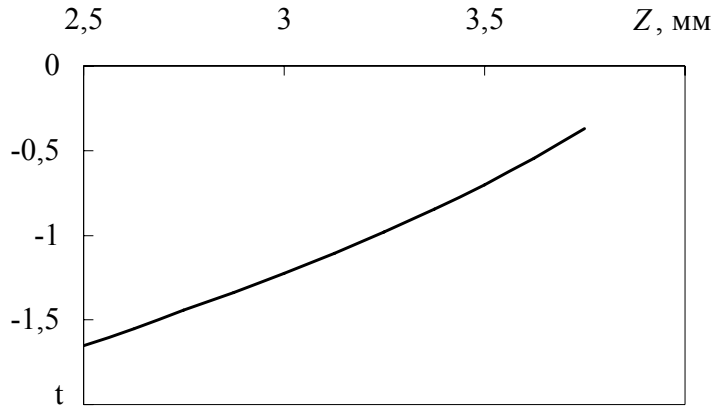


Рис. 2. Зависимость трёхосности напряжённого состояния t на оси вдавливания индентора диаметром 5 мм от координаты *Z*. Сталь 10Г2ФБ, температура испытания 293 К

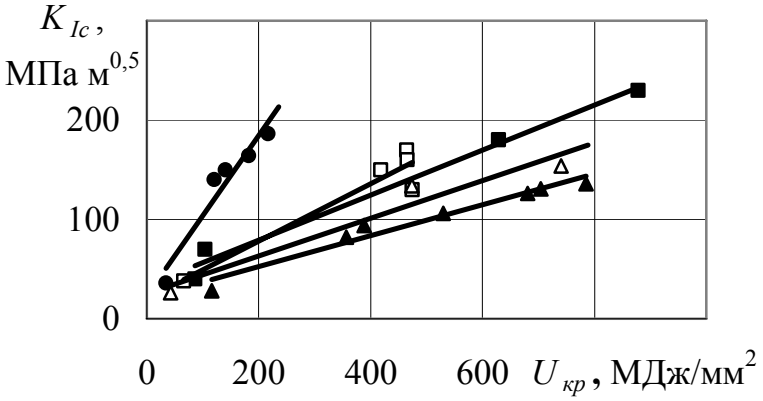


Рис. 3. Зависимость между удельной работой вдавливания $U_{кр}$ и трещиностойкостью K_{Ic} исследованных сталей при температурах 77-293 К:
● – 17ГС-У, □ – 06Г2НАБ, ■ – 10Г2ФБ-У, Δ – 10ХГНМАЮ, ▲ – 17ГС

Каждая прямая на графике рис. 3 построена по результатам испытаний в интервале температур 77–293 К. Приведённые результаты показывают, что сходство трёхосностей напряжённых состояний в вершине трещины нормального отрыва при плоской деформации и в центре отпечатка сферического индентора может служить основой для разработки косвенного метода оценки трещиностойкости сталей методом контактного деформирования.

Список литературы

1. Baron, A.A. On one method for stresses calculation in a small scale yielding zone in front of a crack tip. / A.A. Baron, A.P. Osipenko, D.S. Gevlich // Mechanika. - 2001 - № 1.- P. 9-12.
2. Моделирование напряжённого состояния в пластической зоне под отпечатком сферического индентора: тез. докл. конф., Екатеринбург, 26-28 мая 2009г.- Екатеринбург: ИМаш УрО РАН, ИМФ Уро РАН, 2009. – 173 с.
3. Барон, А. А., Оценка трещиностойкости сталей по работе вдавливания индентора. / А. А. Барон, А. П. Осипенко //Технология металлов.-2008- №10.- С.-17-20.

ПРОЧНОСТЬ И ТЕРМОПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОГО КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА

Четверикова А. Г., Каныгина О. Н.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
KR-727@mail.ru , onkan@mail.ru

Область использования композиционных керамических материалов, получаемых на основе кремнеземистой керамики, расширяется с повышением их прочности и термопрочности. Эти параметры можно улучшить армированием кремнеземистой массы техногенным сырьем, в частности, ультра- и тонкодисперсными абразивными частицами карбида кремния. Установлено [1-3], что эффект упрочнения от армирования зависит не только от температуры спекания, времени выдержки и скорости нагрева, содержания и дисперсности частиц в шихте, но и от их фазового состава, наличия термодинамически неустойчивых полиморфных фаз.

В работе приведен анализ исследования механических свойств композиционного керамического материала (ККМ), полученного при спекании глины (матрицы) следующего состава: SiO_2–66, Al_2O_3–30, TiO_2–1, Fe_2O_3–1, CaO–0,3, MgO–1, K_2O–1 масс.%, с армирующими тонкодисперсными частицами (средний размер ≈ 10 мкм) «зеленого» карбида кремния SiC. Около 60% объема частиц составляют основные полиморфные ромбоэдрические и гексагональная формы, а 40% - многослойные политипы. При температурах выше 1000 ºС в карбиде кремния начинаются полиморфные превращения с экзотермическим эффектом, активирующие процессы спекания.

Были изготовлены партии образцов без армирующих частиц и с содержанием карбидных частиц 10, 15, 20 и 25% (масс.), форма образцов определялась соответствующим ГОСТом 24409. Спекание проводили на воздухе в интервале температур 1050 – 1400 ºС, с выдержкой 3 часа, при скорости нагрева 5 К/с. Прочность образцов на сжатие $\sigma_{сж}$ оценивали по стандартной методике, термопрочность - по методу, предложенному в работе [4]. Полученные результаты приведены в таблице.

Содержание частиц SiC, %	0	10	15	20	25
Прочность на сжатие $\sigma_{сж}$, МПа	19	20	26	33	35
Температура, ^{o}C	1050	1100	1150	1200	1300
Величина фрагментов, о.е.	0.3	0.4	0.5	1	0.8

Наибольшие значения прочности наблюдаются для образцов, спеченных при 1200 и 1300^{o}C. Армирование карбидными частицами в количестве 20–25% повышает прочность материала в 1.7 раза, и полученный ККМ становится сопоставимым по прочности с огнеупорным глиноземом и электрическим фарфором (35 МПа).

При температуре 1200 ^{o}C полиморфные превращения претерпевают около 40% начального объема частиц. Высокая активность полиморфных превращений в частицах SiC активирует спекание. В системе кремнезем + 20% SiC с подводом тепла карбид кремния разогревается раньше матрицы за счет большой теплопроводности (40 Вт/мК). Это приводит к образованию в объеме жидкофазных прослоек с малой вязкостью, улучшающих смачиваемость и спекание армирующих частиц с матрицей, уменьшению объемной пористости и эффективных диаметров пор. Расчет показал, что дегидратация каолинита из-за экзотермического эффекта при полиморфных превращениях проходит почти в два раза быстрее [5]. Градиент температуры по сечению образца не превышает 5 К/мм, что способствует формированию достаточно гомогенной структуры и повышению механических характеристик.

Испытание на прочность проводили до полного разрушения образца. Известно,

что чем выше прочность, тем на меньшее число фрагментов разделяется образец при сжатии. Приведенные в таблице относительные размеры фрагментов (осколков) косвенно подтверждают результаты измерений прочности на сжатие.

Важными механическими параметрами керамики являются чувствительность к механическому нагружению, количество энергии и время, необходимые для полного разрушения образца. Механизмы диссипации энергии разрушения в керамике определяют ее надежность. При внешнем воздействии на материал элементы его структуры могут объединяться в более крупные фрагменты и образовывать новые диссипативные структуры как путем объединения исходных элементов в более крупные, так и разделения на мелкие фрагменты. Фрагментированная структура в армированной керамике создается за счет равномерного распределения карбидных частиц в кремнеземистой матрице. Сложный характер распределения полей напряжений в керамике на трещинах, ориентированных случайным образом, их ветвление и взаимодействие усложняет создание последовательной теории разрушения дефектных тел, поэтому особое значение должно придаваться эксперименту.

На рис.1,а приведена диаграмма деформации и разрушения образцов, обожженных при 1200 ^{o}C, 3 часа. Скорость увеличения нагрузки составляла 1 кН/час. Разрушение неармированных образцов наступает при нагрузке 0.2 кН. Характер разрушения – хрупкий, с редкими магистральными трещинами. Предел прочности на сжатие системы кремнезем+10% SiC в 20 раз выше (4 кН), увеличение содержания частиц до 20 и 25% не приводит к разрушению даже при максимальном нагружении 6 кН (P = 100%).

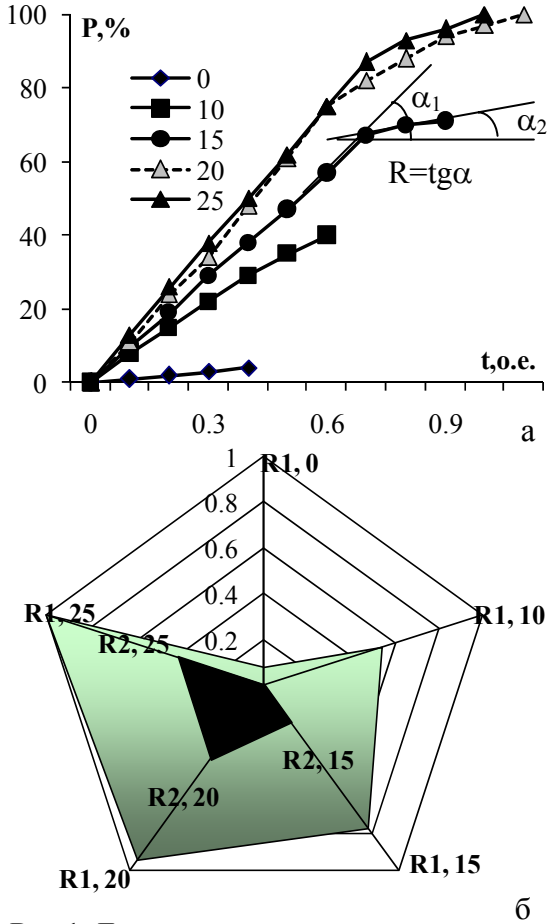


Рис.1. Диаграмма разрушения керамики, армированной частицами SiC (а); коэффициенты упрочнения на первой (серый цвет) и второй (черный) стадиях разрушения (б).

Образцы кремнеземистой керамики разрушаются хрупко путем быстрого распространения нескольких магистральных трещин. В системах с 10% SiC время полного разрушения, идущего с постоянной скоростью, увеличивается в 1.5 раза. В системе кремнезем + 15%SiC общее время разрушения (0.9t, о.е.) делится на сопротивление материала образованию трещин (0.6t) и на субкристаллический рост трещин (0.3t). Для образцов, содержащих 20 и 25% карбидных частиц, стадия докритического роста трещин составляет 0.4t. Трещины начинают распространяться в матрице, первое торможение трещин происходит в области контакта матрица – частица, второе торможение – на твердых карбидных частицах. Сталкиваясь с карбидной частицей, трещина меняет направление движения, теряя скорость и часть энергии. Наибольшее время до разрушения выдерживают образцы, содержащие 20% частиц SiC, имеющие более протяженную вторую стадию – стадию докритического подрастания трещин.

Для оценки влияния армирования на деформацию образцов введены коэффициенты упрочнения R_1 и R_2, определяемые по тангенсу угла наклона кривых деформирования (рис.1*а,б*). Максимальные значения R_1 (рис.1,б) при содержании 20-25% частиц SiC в десятки раз больше чем для кремнеземистой керамики; на второй стадии значения R_2 по отношению к R_1 снижаются в 2-3 раза. Армирование кремнеземистой керамики твердыми карбидными частицами позволяет значительно увеличить предел критического напряжения системы.

Важными функциональными характеристиками керамики являются термические свойства, поскольку условия ее эксплуатации всегда связаны с колебаниями температур. Термостойкость материала зависит от микроструктуры, степени однородности фазового состава и теплофизических свойств компонентов. По известной формуле Кингери [6] сделана оценка внутренних термических напряжений, возникающих в системе кремнезем+ 20-25% SiC, во время термоудара

$$\sigma = \frac{E\alpha}{1-\mu}\Delta T \approx \frac{10HB\alpha}{(1-\mu)n}\Delta T \ .$$

Для кремнеземистой керамики параметр $n = 20$, $\alpha = 10^{-6}$ K^{-1}; коэффициент Пуассона $\mu = 0{,}25$; перепад температур во время испытаний $\Delta T = 300$ К; твердость НВ = 1 ГПа. Расчетные значения внутренних термических напряжений при этих условиях не превышают 1–2 МПа; учитывая, что пределы прочности на сжатие лежат в интервале 30–35 МПа, можно говорить о высокой стойкости армированной керамики к теплосменам в 300 К.

Термостойкость определена согласно методике, описанной в работе [4], сущность которой заключается в термоциклировании навесок монофракционного материала и образовании более мелких фракций в результате термодробления. Показатель относительной термостойкости (ОТ) рассчитывали по формуле:

$$OT = \frac{m_2}{m_1}\cdot 100\% \ ,$$

где m_1 – масса исходной навески; m_2 – масса навески этой же фракции после термоциклирования. Для образцов, содержащих 20–25% частиц SiC значения ОТ достигают 99%. Армирование способствует формированию механически и стабильных к термически прочных структур. Можно сделать вывод о том, что получение ККМ на основе кремнезема является весьма перспективной задачей, особенно с учетом утилизации техногенного сырья.

Список литературы

1. О.Н. Каныгина, А.Г. Четверикова Проявление самоорганизации в структуре кремнеземистой керамики. //Материалы 5-ой международной научной конференция «Хаос и структуры в нелинейных системах. Теория и эксперимент», Астана.-2006.-т.2.С. 138-142.
2. Котляр Т.А. Влияние карбида кремния на теплофизические и прочностные свойства кремнеземистой керамики. Канд. диссертация, Бишкек, 2006.
3. О.Н. Каныгина, Т.А. Котляр, В.М. Лелевкин. Спекание кремнеземистой керамики, армированной частицами карбида кремния.// Вестник КРСУ.-2005.-т.5.-№1.-С.52-58.
4. Перепелицын В.А., Кормина И.В., Карпец Л.А., Зубов А.С. Термостойкость плавленого корунда.// Новые огнеупоры.- 2004.-№1.
5. Н.Ж. Кайрыев, О.Н. Каныгина, А.Г. Четверикова, Т.А.Котляр. Температурные поля в спекаемой кремнеземистой керамике, армированной частицами SiC //Материалы Международного семинара «Проблемы моделирования и развития технологии получения керамики».-Бишкек, КРСУ.-2005.-С.63-68.
6. У.Ф. Кингери. Введение в керамику. – М.: Стройиздат, 1967.- 499 с

УДК 669.539.382.2

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ИЗМЕНЕНИЯ СКОРОСТИ ЗВУКА В МАТЕРИАЛЕ С ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТЬЮ

Бочкарёва А. В., Данилов В. И., Плосков Н. А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия
avb@ispms.tsc.ru, dvi@ispms.tsc.ru

Подробные исследования пластической деформации материалов на макромасштабном уровне показали, что вне зависимости от типа кристаллической решетки, размеров структурных элементов, а также являются ли исследуемые материалы чистыми металлами, сплавами или даже химическими соединениями, от предела текучести до разрушения можно наблюдать макроскопические зоны локализации деформации. При этом пространственно-временные распределения очагов локализации формируются в строгой последовательности, которая определяется правилом соответствия, описанным в монографии [1]. На стадии линейного деформационного упрочнения формируется автоволновой процесс с постоянными длиной волны (λ), периодом (T) и скоростью V_{aw}. На стадии параболического упрочнения формируется стационарная пространственно периодическая диссипативная структура, которая затем сменяется системой самосогласованно перемещающихся очагов локализации к месту формирования макроскопической шейки. Несмотря на указанное выше многообразие исследованных материалов, их общей характеристикой является гладкая диаграмма нагружения. В тоже время существует группа важных промышленных сплавов на основе алюминия, пластическая деформация которых осуществляется макроскопически немонотонно, демонстрируя так называемую прерывистую текучесть. В работах [2, 3] показано, что каждому спаду напряжения на диаграмме (σ – ε) соответствует формирование мезополосы локализации деформации. Имеются ли при этом особенности в поведении макроочагов локализации деформации при пластическом течении таких материалов, а также соблюдается ли в таком случае правило соответствия эволюционных картин стадиям деформирования неизвестно. Также неизвестно, существует ли связь между типом формирующихся зубцов прерывистой текучести и реализующимся законом пластического течения материала. Наконец, авторами [4] было показано, что процесс пластического течения сопровождается сложными изменения скорости распространения ультразвука в материале. Как это будет развиваться в условиях прерывистой текучести, также представляется весьма важным.

Для исследований выбран алюминиевый сплав Д1 состава: Al – 95%, Cu – 3.5%, Mg – 0.2%, Mn – 0.5 %, остальное – Si, Fe, S, P, Zn. Образцы в форме двойной лопатки изготовлены штампованием из горячекатаного листа и отожжены в течение 1 часа при температуре 300°C для снятия внутренних напряжений. Средний размер зерна составил ~30 мкм, а интерметаллидные частицы имели субмикронный размер. Соотношение ширины и толщины образцов (5:1) при заданной скорости деформации $6{,}67\times10^{-5}$ c^{-1} по схеме одноосного растяжения, согласно работе [3] должно обеспечить формирование мезополос локализации деформации I типа, перпендикулярных оси растяжения. После растяжения на полированной поверхности образцов действительно обнаружены мезополосы шириной ~ 20 мкм, практически перпендикулярные оси растяжения и проходящие через всю ширину рабочей части. Плотность распределения мезополос по образцу неодинакова.

Анализ диаграммы нагружения материала с эффектом прерывистой текучести без учета скачкообразности проводился в системе функциональных логарифмических координат $\ln(s - s_0) = \ln K + n \ln e$, где истинные напряжения (s) и деформации (e) учитывают изменение геометрической составляющей процесса пластического течения. Такой метод позволил достаточно четко выделить участки кривой, которые описываются разными законами пластического течения и соответствуют разным стадиям деформирования. Определяющими факторами в этом случае являются коэффициент деформационного упрочнения K и показатель деформационного упрочнения n. Установлено, что кривая нагружения сплава Д1 содержит линейную стадию ($n \approx 1$; $K = const$), параболическую стадию ($n \approx ½$; $K \neq const$) и стадию предразрушения ($n \approx ⅓$; $K \neq const$).

Существуют три типа зубчатости кривой нагружения (А, В и С), которые согласно [2] определяются геометрией поперечного сечения образца, температурой и скоростью деформирования. Анализ кривых нагружения сплава Д1 показал, что тип зубчатости, кроме того, определяется законом пластического течения. На стадии линейного упрочнения, где $K = const$, одиночные спады деформирующего напряжения соответствуют зубчатости С-типа; на стадии параболического упрочнения один резкий спад напряжения сопровождается последующим формированием серии мелких мезополос – это зубчатость А-типа. На стадии предразрушения зубчатость А-типа сохраняется, хотя имеет более сложный вид. По-видимому, из-за того, что для двух последних стадий $K \neq const$ и постоянно уменьшается, не меняется и тип зубчатости.

Локализация макродеформации при одноосном растяжении сплава Д1 развивалась в полном соответствии с ранее установленными на других материалах закономерностями. На стадии линейного упрочнения формировался автоволновой процесс, для которого λ=5±1 мм и V_{aw}=(7,2±0,9)×10^{-5}м/с. На параболической стадии очаги макролокализации деформации неподвижны, а пространственный период λ остался таким же, как длина волны на линейной стадии. На стадии предразрушения очаги локализации деформации самосогласованно перемещались так, что одновременно достигали места будущего разрушения. Таким образом, в зоне формирования шейки разрушения произошел коллапс автоволны.

Выбор материала с прерывистой текучестью для исследований позволяет предложить следующую мезоскопическую модель эволюции картин локализации деформации. В ходе развития и роста любой мезополосы в ее объеме локально возрастает коэффициент деформационного упрочнения K. На стадии линейного упрочнения это означает, что следующая полоса должна сформировать в соседнем объеме, вероятно, из-за концентрации напряжений на границе раздела «мезополоса – остальной объем материала» в непосредственной близости от предыдущей. В то же время общие условия формирования мезополос в пределах стадии остаются неизменными $K = const$. Поэтому происходит эстафетное формирование мезополос, которое порождает систему равномерно перемещающихся очагов (автоволновой процесс). На стадии параболического упрочнения $K \neq const$ и постоянно снижается, причем быстрее всего в макроочагах локализации деформации, где обнаруживаются дислокационные субструктуры, характерные для более высоких степеней деформации образца в целом. Геометрические размеры макроочагов на порядок выше, чем поперечный размер мезополос, поэтому последние формируются в пределах очагов макролокализации симметрично по обе стороны, так как на стадии параболического упрочнения закон деформационного упрочнения задается четной функцией ($n \approx ½$). На стадии предразрушения, как указано выше, тип зубчатости не меняется, коэффициент упрочнения K по-прежнему снижается, однако закон упрочнения задается нечетной функцией ($n \approx ⅓$). Это приводит к тому, что мезополосы деформации начинают формироваться преимущественно у той границы макроочага, которая ближе к стационарной высокоамплитудной зоне деформации, будущей шейке. При этом в целом по образцу

большинство мезополос образуются именно в этой неподвижной области, в дальнейшем трансформирующейся в шейку разрушения. Так происходит самосогласованное перемещение всех подвижных очагов макролокализации деформации.

Изменение напряженно-деформированного состояния образца хорошо отображает кривая изменения скорости ультразвука в образце, профиль которой имеет также скачкообразную форму, при этом общая тенденция уменьшения скорости ультразвука в зависимости от уровня деформирующих напряжений сохраняется. Сопоставление кривой ультразвука с кривой нагружения показало соответствие скачков скорости ультразвука зубцам кривой нагружения на стадиях линейного и параболического упрочнения. На стадии линейного упрочнения каждому скачку на кривой нагружения соответствует один зубец С-типа, а на стадии параболического упрочнения скачку на кривой ультразвука соответствуют два зубца А-типа. При кажущейся простоте данного соответствия, известная концепция зависимости скорости ультразвука от уровня напряжений в данном случае не реализуется. Скачки на кривой ультразвука развиваются более продолжительное время, причем рост скорости звука наблюдается и при увеличении деформирующих напряжений. Такое поведение находится в соответствии с предположением, высказанном в работе [4], что величина скорости звука зависит от соотношения между плотностями подвижных и неподвижных дислокаций. Данное предположение было выдвинуто для описания поведения скорости ультразвука в пределах всей деформационной кривой от предела текучести до разрушения. По-видимому, подобный процесс развивается в пределах каждого зубца прерывистой текучести.

На стадии предразрушения формируются всего три-четыре скачка на кривой изменения скорости ультразвука. Амплитуда и продолжительность каждого последующего скачка увеличивается. Сопоставление кривой изменения скорости ультразвука с эволюционной картиной локализации макродеформации на стадии предразрушения показало, что каждому возрастанию скорости звука соответствует момент образования нового макроочага локализации пластической деформации, скорость движения которого в данный момент максимальна.

Список литературы

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.
2. Криштал М.М. Особенности образования полос деформации при прерывистой текучести // ФММ. – 1993. – № 5. – С. 31 – 35.
3. Криштал М.М. Прерывистая текучесть как причина аномалии скоростной и температурной зависимостей сопротивления деформированию // ФММ. – 1998. – Т. 85. - № 1. – С. 127 – 139.
4. Зуев Л.Б., Семухин Б.С. Акустические свойства металлов и сплавов при деформации // Физика и химия обработки материалов. – 2002. – № 5. – С. 18–25.

УДК 669.112.227.32:539.56:537.63

О ВЛИЯНИИ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА РАСПАД ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА И ОБРАТИМУЮ ОТПУСКНУЮ ХРУПКОСТЬ

Калетина Ю. В., Фокина Е. А.

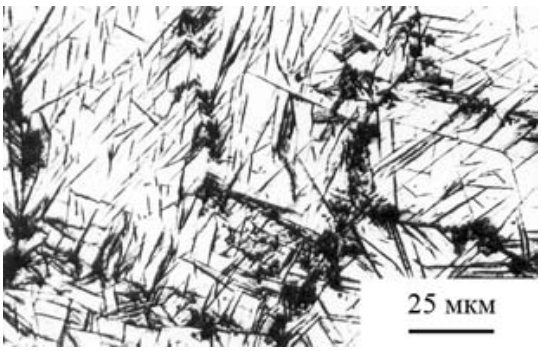
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
kaletina@imp.uran.ru

Магнитное поле представляет реальный способ воздействия на фазовые превращения в сталях и сплавах, происходящие с участием фаз, отличающихся по намагниченности. В случае мартенситного превращения, которое лежит в основе закалки стали и происходит необратимо с большой скоростью, могут быть использованы импульсные магнитные поля высокой напряженности. Сильное импульсное магнитное поле интенсифицирует мартенситное превращение: смещает температурный интервал превращения в сторону более высоких температур, увеличивает полноту превращения и уменьшает количество остаточного аустенита [1, 2]. Постоянное магнитное поле также стимулирует мартенситное превращение, причем величина эффекта практически такая же, что и для импульсного поля. Однако получение постоянных магнитных полей большой напряженности и проведение экспериментов в них является технически сложной задачей, поэтому диффузионные превращения с участием ферромагнитных фаз в постоянном поле изучены меньше, чем мартенситные превращения.

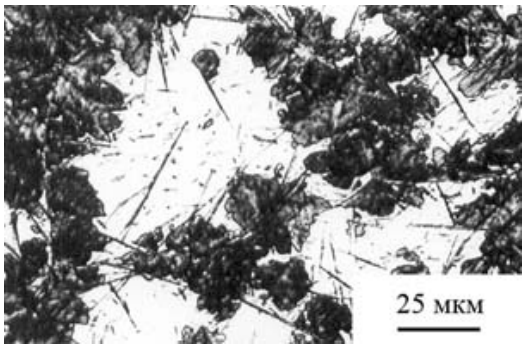
Развитие техники получения постоянных магнитных полей высокой напряженности открыло перспективу более разностороннего использования этого способа воздействия на различные фазовые превращения при термообработке сталей. Большой интерес представляют исследования влияния постоянного магнитного поля на процессы изотермического распада переохлажденного аустенита. Нами в этом направлении был проведен ряд исследований, постановка и проведение которых потребовали создания специальной аппаратуры [2].

Первые опыты по влиянию постоянного магнитного поля высокой напряженности 5,76 МА/м на изотермическое диффузионное превращение переохлажденного аустенита в перлитной области были выполнены на модельной стали 110Г4 (1,12 мас. % C; 4,25 мас. % Mn). Особенностью этой стали является то, что она после закалки от 1200 °C в воду при комнатной температуре находится в аустенитном состоянии, а при последующей изотермической выдержке в интервале температур 450-650 °C через сравнительно небольшой инкубационный период в ней начинается перлитный распад. Установлено, что при воздействии магнитного поля перлитное превращение получает значительное развитие, в то время как без магнитного поля образование перлита только начинается на границах зерен (рис. 1).

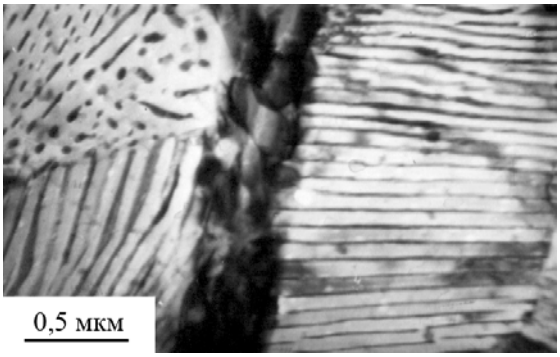
Разница в количестве образовавшегося перлита уже прослеживается при небольших изотермических выдержках (до 15 мин), когда образуется основная масса перлита, затем процесс стабилизируется, и количество перлита увеличивается незначительно. Электронно-микроскопические исследования структуры показали, что не обнаружено каких-либо специфических особенностей в строении перлита, полученного при изотермической выдержке в магнитном поле, отмечено увеличение числа колоний искаженного перлита с различно ориентированными цементитными пластинками.



а



б



в

Рис. 1. Микроструктура стали 110Г4 после изотермической выдержки 5 мин при 550 °С: *а* – без магнитного поля; *б, в* – в магнитном поле.

По результатам структурных и магнитометрических исследований, а также анализа кинетических кривых была построена часть изотермической диаграммы распада аустенита стали 110Г4 в перлитной области (рис. 2). Отмечено, что влияние магнитного поля на уменьшение инкубационного периода увеличивается при понижении температуры превращения. Это вполне закономерно, поскольку при этом идет образование ферромагнитной фазы с более высокой намагниченностью.

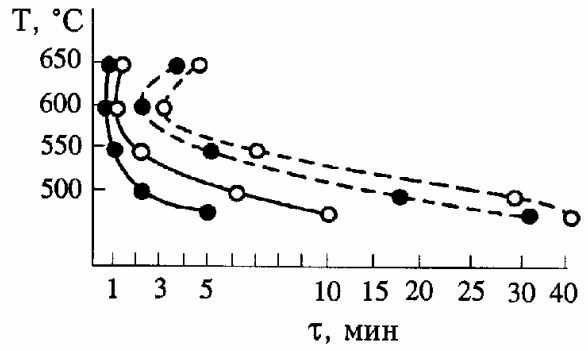


Рис. 2. Влияние магнитного поля на кинетику перлитного превращения в стали 110Г4:
——— – начало превращения;
--------- – 30 % превращения;
○ – без поля;
● – в магнитном поле.

Эксперименты по влиянию постоянного магнитного поля H=5,76 МА/м на диффузионный распад переохлажденного аустенита были проведены нами на промышленной конструкционной стали 37ХН3А (0,37 мас. % C; 1,5 мас. % Cr; 3,0 мас. % Ni; 0,33 мас. % Mn) в двух температурных интервалах: 600-630 °С - области кинетического максимума, соответствующего первой ступени превращения, и 350-400 °С - в области температур промежуточного превращения. Экспериментально показано, что постоянное магнитное поле ускоряет перлитное превращение переохлажденного аустенита в этой стали при температурах 630 и 600 °С. При переходе в область бейнитного превращения при 350 и 400 °С ускоряющее действие магнитного поля на распад переохлажденного аустенита в стали 37ХН3А сохраняется и значительно усиливается.

Таким образом, если диффузионный распад переохлажденного аустенита сопровождается изменением намагниченности исходной и образующейся фазы, то постоянное магнитное поле способствует образованию фазы с более высокой намагниченностью (перлита, бейнита). Поскольку в этом случае процесс формирования новой фазы связан с диффузионными явлениями, результат действия постоянного магнитного поля определяется не только его напряженностью и температурой, но и продолжительностью изотермической выдержки.

В связи с тем, что постоянное магнитное поле оказывает влияние на диффузионные превращения переохлажденного аустенита, рассмотрена возможность воздействия поля и на распад остаточного аустенита при отпуске закаленной стали.

Установлено, что в промышленной стали ШХ15, предварительно закаленной от 1000 °С отпуск при 225 и 250 °С в магнитном поле напряженностью 5,76 МА/м (72 кЭ), существенно ускоряет процесс распада остаточного аустенита и позволяет достичь полного распада за 30 мин, в то время как в образцах, отпущенных без наложения магнитного поля, остается еще значительное количество остаточного аустенита.

Результаты действия постоянного магнитного поля H = 6,0 МА/м (75 кЭ) на обратимую отпускную хрупкость в стали 30ХГСА (0,32 мас. % C; 0,90 мас. % Cr; 1,05 мас. % Mn; 1,10 мас. % Si) свидетельствуют, что ударная вязкость образцов, прошедших отпуск при 530 °С в магнитном поле, ниже ударной вязкости образцов, отпущенных без наложения поля. При отпуске и в том, и другом случае ударная вязкость достигает минимального значения после часовой выдержки (KCU=0,57–0,63 МДж/м^2, соответственно). Разница в значениях ударной вязкости этих двух состояний относительно невелика, однако наблюдается при всех выбранных в эксперименте выдержках.

Фрактографическое исследование изломов образцов после обработки в поле и без поля не обнаружило принципиального различия в характере разрушения как при испытаниях при комнатной температуре, так и при температуре жидкого азота. Можно предположить, что постоянное магнитное поле оказывает влияние на скорость и полноту формирования сегрегации примесей, ответственных за обратимую отпускную хрупкость. Известно, что существует различие в образовании сегрегаций на границах зерен в ферромагнитных, и немагнитных материалах. Ферромагнитные материалы более чувствительны к высокотемпературному охрупчиванию. Вполне возможно, что магнитное поле оказывает ускоряющее влияние на образование сегрегации примесей, а тем самым в определенной степени усиливает обратимую отпускную хрупкость.

Эффективность магнитной обработки в значительной мере зависит от напряженности магнитного поля. Несомненно, что с развитием техники получения стационарных магнитных полей высокой напряженности термическая обработка стали в магнитном поле будет находить практическое применение.

Работа выполнена по плану РАН (тема «Структура»), при частичной финансовой поддержке гранта Роснауки НШ-3706.2010.3 и проекта 09-М-12-2002.

Список литературы

1. Кривоглаз М.А., Садовский В.Д., Смирнов Л.В., Фокина Е.А. Закалка стали в магнитном поле. М.: Наука. 1977. 119 с.
2. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Мартенситное превращение в магнитном поле. Екатеринбург: УрО РАН. 2007. 322 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗОНЕ СВАРКИ БРОНЗЫ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ОБРАБОТКИ

Федосеев М. Л., Вайнерман А. Е., Чернобаев С. П.

ФГУП "ЦНИИ КМ "Прометей", Санкт-Петербург, Россия
fedoseevml@mail.ru

Исходные данные

Стратегия развития судостроения и анализ имеющегося отечественного и зарубежного опыта эксплуатации судов гражданского флота (танкеров, сухогрузов, теплоходов, рыболовных траулеров и др.) диктуют необходимость дальнейшего развития и повышения технического уровня изделий судового машиностроения, в том числе судовых гребных винтов из бронз.

Гребные винты для гражданских судов (танкеров, сухогрузов, теплоходов, рыболовных траулеров и др.) изготавливаются преимущественно из медных сплавов (алюминиево-никелевых и марганцево-алюминиевых бронз). Образующиеся при литье заготовок гребных винтов дефекты (плены, пористость, сыпь, включения и др.), а также повреждения лопастей винтов при эксплуатации, исправляются сваркой. В зонах сварки возникают значительные остаточные напряжения растяжения, приводящие к снижению в 3–5 раз коррозионно-усталостной прочности этих участков металла гребных винтов по сравнению с литым металлом без сварки. Применяемая после сварки для снятия остаточных напряжений термическая обработка снижает их величину только на 70–90 %. При этом коррозионно-усталостная прочность бронзы может снижаться на 10–30 %, по сравнению с бронзой без сварки. Поэтому в наиболее напряженных участках гребных винтов сварка не допускается, а применение ее в других зонах может приводить к ухудшению их эксплуатационных характеристик.

Можно полностью восстановить коррозионно-усталостную прочность и, следовательно, эксплуатационные характеристики гребных винтов, если зоны сварки подвергнуть механическому упрочнению. Такое упрочнение разработано для гребных винтов из стали.

ФГУП "ЦНИИ КМ "Прометей" совместно с ОАО «ЦТ СС» выполняет разработку и исследование технологии упрочнения зон сварки гребных винтов из медных сплавов для гражданской морской техники. Для исправления литейных дефектов или повреждений используется аргонодуговая сварка сплавляющимся электродом. Далее проводится термообработка: нагрев до 500-550˚С, выдержка 2 часа, охлаждение с печью, для снятия остаточных сварных напряжений. На заключительном этапе проводится дробеструйная обработка (упрочнение), для упрочнения поверхностного слоя и перевода напряжений в сжимающие, менее опасные относительно разрушения.

Испытания

Исходя из вышеизложенного, исследовали образцы на каждом этапе производства. Исследование проводили на образцах бронзы БрА9Ж4-Н4:

1. образец после сварки
2. образец после сварки и термообработки
3. образец после сварки, термообработки и упрочнения (дробеструйной обработки)

Контроль макронапряжений в образцах проводили при помощи $\sin^2\psi$ метода рентгеноструктурного анализа [1,2]. Была использована следующая нормативная документация: РД 5. УЕИА. 2705-88 Определение макронапряжений рентгеновским способом.

Испытательное оборудование: Установка «ИНАР» (измеритель напряжений автоматизированный рентгеновский), управляемая электронно-вычислительной машиной типа IBM с пакетом прикладных программ управления и аппаратом обработки результатов измерений. При исследовании использовали CuKα излучение.

Краткое описание методики:

Метод основан на измерении положения пика при различных углах наклона пары трубка-детектор относительно образца.

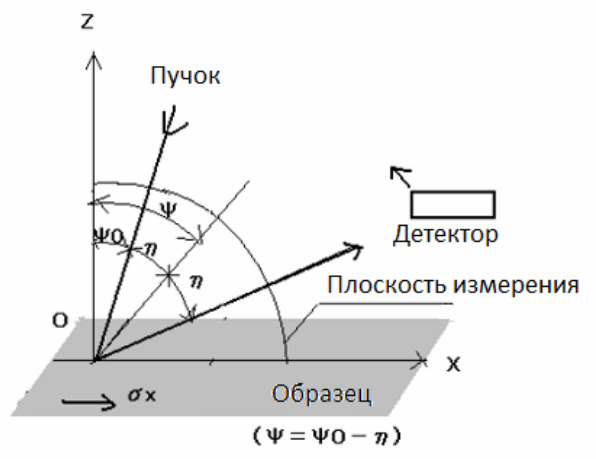


Рис.1. Схема съемки образца при определении макронапряжений

Пары значений 2θ (в радианах) – $\sin^2\psi$ наносятся на график и аппроксимируются линейной функций методом наименьших квадратов. Определяется угол наклона получившейся прямой $\frac{\partial(2\theta)}{\partial(\sin^2\psi)}$.

Значение макронапряжений σ определяется по формуле

$$\sigma = -\frac{E}{2(1+\nu)} \cdot \cot(\theta_0) \cdot \frac{\partial(2\theta)}{\partial(\sin^2\psi)}$$

Здесь E = 121 ГПа – модуль Юнга, ν = 0,43 – коэффициент Пуассона. Это – так называемые, рентгеновские постоянные, уменьшающие погрешность измерений, которая 20–50 МПа; θ – положение пика для угла наклона ψ = 0. Угол 2η = 38˚. Был использован коллиматор с d = 1мм. При этом диапазон углов ψ 0–30˚.

Результаты испытаний

Для исследования макронапряжений в образцах были выбраны 3 зоны: шов, ЗТВ и основной металл (оМе), располагающиеся согласно рис. 2. Ширина зоны термического влияния около 3 мм. На рисунке окружностью обозначен сварной шов.

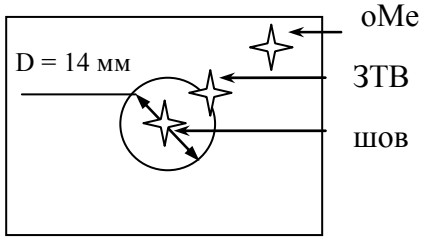


Рис. 2. Схема расположения зон исследования макронапряжений. Точка «шов» располагается в центре шва, расстояния шов – ЗТВ = 8мм и ЗТВ – оМе = 8 мм. Размер образца №3 равен 30х27 мм.

Из - за шероховатости 3-его образца, с него был стравлен слой поверхности толщиной примерно 250 мкм. Это стало возможным вследствие того, что слой, упрочненный обработкой, по данным измерения микротвердости составляет 0,6–0,8 мм. Результаты определения напряжений приведены в табл. 1 на рис. 3.

Таблица 1. Результаты измерения напряжений в назначенных местах конструкции

№№ обр.	σ, МПа		
	шов	ЗТВ	оМе
1	180	140	30
2	40	- 10	0
3	- 300	- 210	- 60

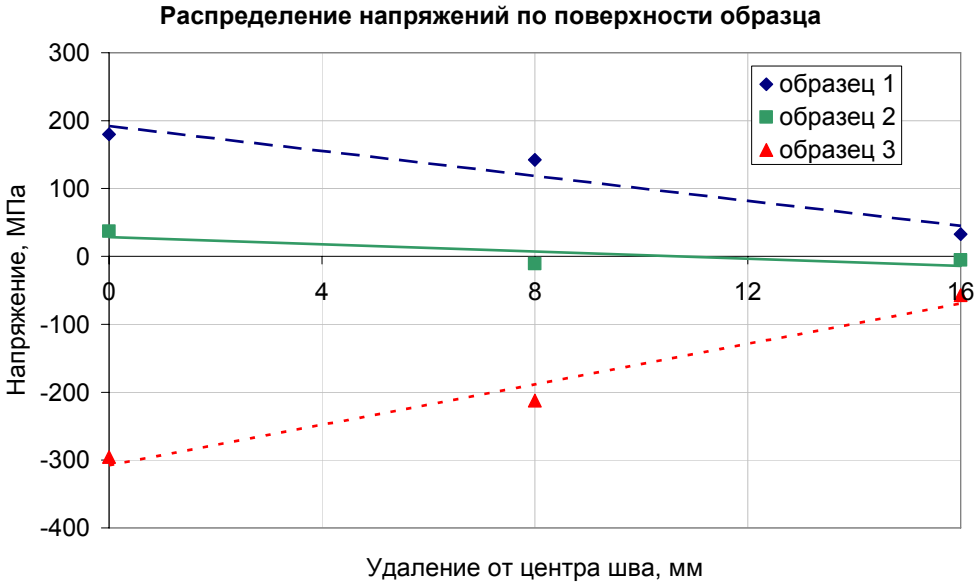


Рис. 3. Результаты измерения напряжений по поверхности образца в точках, удаленных от центра шва.

Полученные данные показали, что, наибольшие растягивающие напряжения обнаружены в первом образце, только со сваркой, меньшие значения получены для второго образца, сварка + Т/О. Хотя во 2 образце, в ЗТВ, и получены небольшие сжимающие напряжения, они укладываются в погрешности измерения. Для образца №3 значения напряжения по модулю больше чем во 2, и все они сжимающие. Данное распределение напряжений укладывается в общепринятые представления. Наибольшие значения напряжений наблюдаются в центре шва и они уменьшаются при удалении от зоны термического влияния к краям образца.

Заключение

В процессе исследований установлено, что остаточные напряжения растяжения, образующиеся при сварке (заварке дефектов или повреждений), после упрочнения зоны сварки дробеструйным методом преобразуются в остаточные напряжения сжатия.

Метод рентгеноструктурного анализа позволил показать, что используемая технология изменяет в изделии вид эпюры распределения напряжений и приводит к упрочнению поверхностного слоя, что позволяет повысить надежность и увеличить срок службы гребного винта.

Список литературы

1. Васильев Д. М., Дифракционные методы исследования структур. СПб. СПбГТУ 1998г.
2. Комяк Н. И., Мясников Ю. Г., Рентгеновские методы и аппаратура для определения напряжений. Лен. «Машиностроение» 1972г.

ОЦЕНКА СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ МАЛОУГЛОВОГО РЕНТГЕНОВСКОГО РАССЕЯНИЯ

Федосеев М. Л., Дроздова Н. Ф.

ФГУП "ЦНИИ КМ "Прометей", Санкт-Петербург, Россия.
fedoseevml@mail.ru

Введение. Сплавы на алюминиевой основе являются важными конструкционными материалами. Они используется в авиастроении, приборостроении, судостроении и пр. Основными положительными качествами данного материала являются его малый вес, коррозионная стойкость и др.

Для задач судостроения важно знать как поведет себя материал при высоких давлениях, в том числе при прессовании или прокатке, для выбора условий обжатия и получения оптимального режима производства. Выполнение этой задачи становится возможно при проведении систематических исследования материала при различных степенях деформации.

Постановка задачи. При исследовании образцов со степенями деформации до 100% было обнаружено изменение формы зерен и количества травимых областей. Таким образом, основной задачей данного исследования явилась оценка структурно – механического состояния сплава.

Испытания. На исследование поступило 4 образца алюминия с различными степенями деформации. Деформация проводилась посредством сжатия образцов при высокой температуре, около 375˚С.

Было произведено предварительное исследование образцов на оптическом микроскопе, обнаружено заметное отличие между образцами, см. рис. 1.

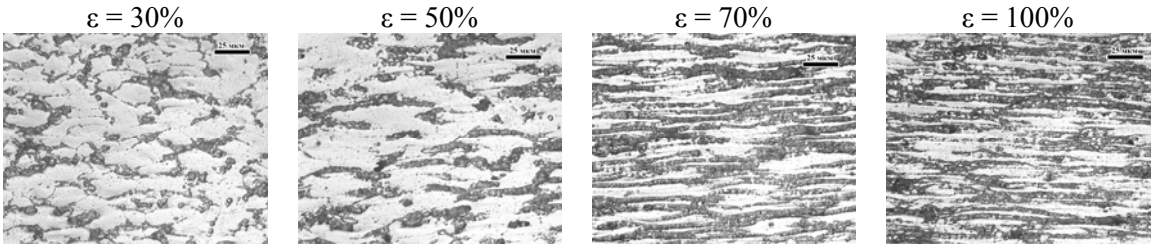


Рис. 1. Эволюция ориентации и формы зерен после горячей пластической деформации на 30, 50, 70 и 100%.

Необходимо было применить структурно чувствительный метод исследования, способный выявить связь между структурой и свойствами материала. Был применен метод рентгеноструктурного анализа (РСА), вследствие того, что это структурно-чувствительный метод исследования, дающий интегральную характеристику материала и мы можем провести комплексное исследование на одном приборе. Работа была проведена на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV.

На начальном этапе был применен метод в большеугловой области. По результатам которого были получены размеры кристаллитов D, и искажение кристаллической решетки $\Delta d/d$, см. таблицу 1.

Из полученных данных следует, что искажение кристаллической решетки практически не меняется, притом что степень деформации сильно меняется. Это можно связать с тем, что 0,3 это максимальное значение искажения кристаллической

решетки, достигнув которое деформация приводит к искажениям формы зерна и перегруппировке кристаллитов.

Таблица 1. Размеры областей когерентного рассеяния (ОКР).

Большие углы				Малые углы			
	D, нм	$\Delta d/d$			$R_ш$, нм	$R_{ш2}$,нм	
Деформация 30%	84	0,32		Исходный	108	98	36
Деформация 70%	36	0,3		1-2	101		
				2-2	107		
				3-2	114	98	36

На следующем этапе был применен метод в малоугловой области. Метод был применен для уточнения изменения электронной плотности и определения механизма деформирования. Размер ОКР для малоугловой области представлен в табл. 1.

В табл. 1 $R_ш$ – радиус, условно, частицы внедрения в виде сферы, в алюминии с плотностями: 2.7 г/см^3 – матрица, 2.9 г/см^3 - частицы. При этом считается, что никаких внедренных частиц нет, а это – области, состоящие из скопления атомов растворенного компонента в пересыщенной матрице, эти области получили название зон Гинье–Престона, или кластеров.

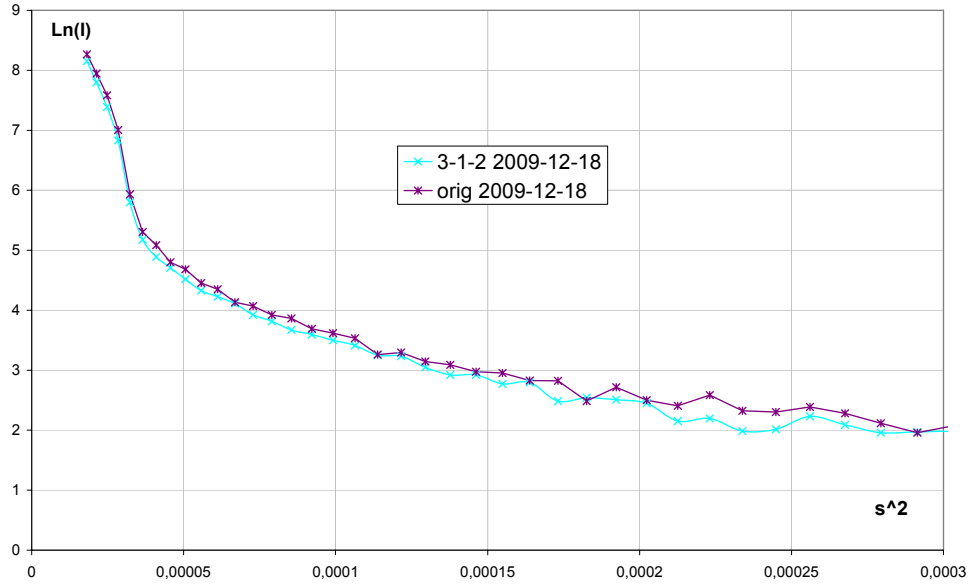


Рис. 2. Малоугловая рентгенограмма от исходного и продеформированного образцов.

По методике, описанной в [1], стр. 148-152, были получены следующие результаты: для исходного (orig) и продеформированного на 70% (3–1–2) образцов, $R_{ш2}$ в табл. 1, (рис. 2): $R_1 = 98$ нм, $R_2 = 36$ нм, где R_1 и R_2 – области когерентного рассеяния при бимодальном распределении, то есть считается что в материале присутствуют области двух размеров. Два радиуса отвечают двум областям с различными углами наклона. Результаты идентичны для двух образцов в пределах погрешности измерения. Однако наблюдаются небольшие отличия. Так на первом участке, отвечающем за больший размер ячеек, так и на всех других участках образец 3-1-2, продеформированый находится ниже исходного (orig). Это говорит о меньшем размере ячеек, что может свидетельствовать о достижении на этом этапе критического значения деформации, приводящего к изменению ячеистой структуры. Можно говорить, что в пределах блоков электронная плотность при данных степенях деформации постоянна а изменения, вызываемые нагружением, сосредоточены на зеренном уровне, выражены в изменении формы зерна и плотности границ.

Объяснение результатов. Можно говорить, что направленное, непрерывно происходящее в процессе большой пластической деформации движение частичных дисклинаций должно приводить к фрагментации кристалла, то есть разбиению его на микрообласти, разориентированные на углы порядка нескольких градусов. Чем больше степень деформации, тем мельче должны становиться фрагменты, тем больше они при этом должны вытягиваться один относительно другого.

Существует несколько масштабных уровней фрагментации. На первом из них образуются небольшие, размером 0.5 - 1 мкм, фрагменты - однородная фрагментированная структура. Разориентировки их относительно невелики. Второй уровень составляют мощные, совершенные границы с разориентировками в десятки градусов, отстоящие одна от другой на несколько микрон, пластически поворачивающие, как целое, значительные области кристалла, охваченного однородной фрагментацией [2].

Процесс фрагментации ГЦК металлов идет на фоне стабилизировавшейся ячеистой структуры, средним размером ячеек ≈0.2 мкм и очень высокой средней по объему плотностью дислокаций $\rho = 10^{11}$ см$^{-2}$. Лишь на очень поздних этапах деформации могут происходить существенные изменения дислокационной структуры [2].

Эволюции ячеистой структуры при деформировании не происходит, так как не достигаются критические значения (очень большие), при которых это возможно. Также следует отметить, что наличие ячеистой структуры на ранней стадии пластической деформации говорит о том, что это металл с высокой энергией дефекта упаковки. И последовательность эволюционного развития дефектных структур соответствующая, см. [2] стр. 43-44.

При малых обжатиях возникает хорошо развитая слаборазориентированная ячеистая структура. При деформациях $\varepsilon>0.2$ на фоне равновесной ячеистой структуры возникают микрополосы. По-видимому, сформировавшаяся микрополоса не принимает больше активного участия в пластической деформации. Далее застывшие микрополосы поворачиваются, как целое, и располагаются параллельно плоскости деформирования. При этом они объединяются в мезополосы. Затем появляются полосы сдвига.

Выводы

1. Проведено комплексное исследование материала на различных масштабных уровнях.

2. Было установлено, что при деформациях от 30 до 100% искажения кристаллической решетки не меняются и остаются на уровне 0,3. При этом меняется форма зерна и уменьшается размер кристаллитов.

3. Изменение структуры выражается во первых в возростании искажений кристаллической решетки до 0,3, затем происходит изменение формы зерна с фрагментацией и уменьшение размера кристаллитов.

Список литературы

1. Бекренев А. Н., Миркин Л. И., Малоугловая рентгенография деформации и разрушения материалов. М., 1991.
2. Рыбин В. В., Большие пластические деформации и разрушение металлов. М., 1986. 224с.
3. Коджаспиров Г. Е., Рудской А. Н., Рыбин В. В., Физические основы и ресурсосберегающие технологии изготовления изделий пластическим деформированием. СПб., 2007
4. Владимиров В. И., Физическая природа разрушения металлов. М., 1984. 280с.

УДК 539.376

ВЕРОЯТНОСТНАЯ ФОРМУЛИРОВКА КРИТЕРИЯ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ХРУПКИХ ТЕЛ

Арутюнян Р. А.

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия
Robert.Arutyunyan@paloma.spbu.ru

Критерии прочности, в частности, критерия длительной прочности формулируются обычно для детерминированных, микрооднородных сред. К таким средам относятся, в частности, металлические материалы. Прочность этих материалов определяется процессами, охватывающими значительные объемы. В то же время критерии, сформулированные на основе гипотез о сплошности, детерминированности и микрооднородности не могут быть использованы в случае хрупких материалов (керамические композиты, горные породы, бетон и др.). В этих случаях процессы разрушения определяются не усредненностью на больших объемах, а локальными дефектами и флуктуациями свойств материала. Дефекты и микронеоднородности структуры в локализованных процессах приобретают фундаментальное значение – они являются источниками разрушения. Кроме этого, дефектность и микронеоднородность хрупких материалов имеют не детерминированный, а случайный характер. В связи с этими обстоятельствами в работе при формулировке критерия длительной прочности используется концепция хрупкого разрушения и вероятностные методы ее описания.

Для описания хрупких разрушений широко используется концепция поврежденности Качанова–Работнова [1, 2]. В частности, критерий чисто хрупкого разрушения был сформулирован Л.М. Качановым в 1958 г. При формулировке этого критерия Качанов исходил из предположения о том, что деформирование и разрушение являются независимыми процессами. Более общей следует считать теорию Ю.Н. Работнова, согласно которой вводится система из двух взаимосвязанных уравнений для деформации ползучести ε и параметра поврежденности ω в задаче о ползучести и разрушении образца под действием напряжения σ:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = f_1(\sigma,\ \omega)\,, \tag{1}$$

$$\frac{d\omega}{dt} = f_2(\sigma,\ \omega)\,, \tag{2}$$

Рассматривая случай чисто хрупкого разрушения и малых деформаций, можно считать $\sigma = \sigma_0 = const$. Следуя Качанову и Работнову, рассмотрим степенную функцию в правой части уравнения (2).

$$\frac{d\omega}{dt} = A\left(\frac{\sigma_0}{1-\omega}\right)^m, \tag{3}$$

где A, m – постоянные.

Уравнение (3) обычно используется при формулировке критерия чисто хрупкого разрушения. Для $i-$ го элемента решение уравнения (3) при начальном условии $t = 0$, $\omega = \omega_{0i}$ имеет вид

$$\omega_i = 1 - \left[\left((1-\omega_{0i}\right)^{m+1} - \left(m+1\right) A\,\sigma_0^m\ t\right]^{1/m+1} \tag{4}$$

При условии $\omega_i = 1$, $\omega_{0i} = 0$ из (4) следует критерий чисто хрупкого разрушения Качанова-Работнова

$$t_p^x = \frac{1}{(m+1)A\sigma_0^m}. \tag{5}$$

Критерий (5) используется для описания хрупкого участка кривой длительной прочности применительно к разрушению металлических материалов в условиях высокотемпературной ползучести. Изложенная концепция хрупкого разрушения используется для формулировки вероятностного критерия длительного прочности хрупких тел. При этом исходим из следующих положений. Рассматриваемые хрупкие материалы состоят из n элементов с различными начальными состояниями поврежденности с параметрами ω_{0i} $(i = 1,...,n)$. Различия поврежденного состояния элементов определяются такими факторами, как пористость, фазовый состав, наличие микропор и микротрещин разного размера и др. Считается, что временная эволюция дефектного состояния определяется кинетическим уравнением типа (2). При этом время до разрушения, т.е. достижение критической величины одного из параметров поврежденности, является также случайной величиной. Таким образом, можно воспользоваться статистическими моделями, основанными на гипотезе слабого звена [3-6]. В качестве такой модели рассматривается далее распределение Вейбулла

$$G(\omega) = 1 - \exp(-k\omega^l), \tag{6}$$

где k, l – постоянные.

Обозначим через t_i время до разрушения $i-$ го элемента. Пусть $F(t)$ – функция распределения последовательности значений t_i, тогда согласно (4) и (6)

$$G(\omega) = 1 - \exp(-kF^l(t)), \tag{7}$$

где $F(t) = 1 - \left[\left((1-\omega_0 \right)^{m+1} - \left(m+1 \right) A\, \sigma_0^m\, t \right]^{1/m+1}$.

Если t – время безотказной работы, то $t = \min\left(t_i\right)$ $(i = 1,...,n)$. Таким образом, приходим к задаче о распределении минимальных значений случайной величины t_i, которое, в частности, [5], выражается в виде распределения Вейбулла

$$G(t) = 1 - \exp(-knF^l(t)) \tag{8}$$

Для оценки вероятности безотказной работы перейдем к функции надежности

$$R(t) = 1 - G(t) = \exp(-knF^l(t)). \tag{9}$$

Задавая уровень надежности $R(t) = R_*$, из соотношения (9) можно получить критерий длительной прочности в виде:

$$t_p = \frac{1}{(m+1)A\,\sigma_0^m} \left\{ \left(1-\omega_{0i}\right)^{m+1} - \left[1 - \left(\frac{\ln 1/R_*}{k\,n} \right)^{1/l} \right]^{m+1} \right\}. \tag{10}$$

Основное отличие критерия (10) от критерия хрупкого разрушения Качанова-Работнова (5) в том, что в формуле (10) содержатся дополнительно статистические характеристики дефектного состояния материала. Таким образом, в рамках предложенного критерия имеются возможности для описания экспериментальных кривых длительной прочности с учетом естественного разброса времени до разрушения.

Действительно, с помощью семейства кривых длительной прочности, соответствующих равной вероятности разрушения, можно описать полосу разброса с указанием верхней и нижней границ работоспособности материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (проект № 09-01-00513).

Список литература

1. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. М.: Наука. 1974. 311с.
2. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций М.: Наука. 1966. 752с.
3. Гумбель Э. Статистика экстремальных значений. М.: Мир. 1965. 450с.
4. Вейбулл В. Усталостные испытания и анализ их результатов. М.: Машиностроение. 1964. 276с.
5. Болотин В.В. Статистические методы в строительной механике. М.: Стройиздат. 1965. 279с.
6. Арутюнян Р.А. Проблема деформационного старения и длительного разрушения в механике материалов. СПб.: Изд-во С.-Петерб. ун-та. 2004. 253с.

УДК 53.097; 534.222.1

ИНТЕРПРЕТАЦИЯ ДАННЫХ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ О ВЛИЯНИИ ВНЕШНИХ ЭНЕРГОВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПРОЦЕССЫ ДЕСТРУКЦИИ ГЕОМАТЕРИАЛОВ С ПОЗИЦИЙ КИНЕТИЧЕСКОЙ КОНЦЕПЦИИ ПРОЧНОСТИ

Мубассарова В. А. [1], Богомолов Л. М. [2]

[1]- Учреждение Российской академии наук Научная станция РАН, Киргизия,
helmik69@rambler.ru
[2]- Институт морской геологии и геофизики ДВО РАН, Россия,
bogomolov@imgg.ru

Влияние внешних энерговоздействий на деформацию и акустическую эмиссию (АЭ) нагруженных геоматериалов исследовалось в ряде работ [1–2]. Показано, что воздействие внешнего физического поля на нагруженные гетерогенные среды инициирует прирост числа сигналов АЭ, свидетельствующий о процессе деструкции среды. Однако в результатах предыдущих работ не учитывались линейные размеры очагов разрушения. Для оценки области разрушения была создана методика, базирующаяся на кинетической концепции прочности твердых тел. Для различных материалов было определено значение активационного объема очага разрушения, возникающего в результате воздействия внешними физическими полями.

Для анализа использованы данные активностей АЭ, полученные в ходе 24 проведенных экспериментов по нагружению образцов геоматериалов с дополнительным воздействием физических полей. Образцы гранитов, гранодиорита, галита и др. испытывались на ползучесть при постоянном сжатии при помощи пружинных и гравитационных прессов. Дополнительные воздействия физических полей осуществлялись во время измерительных сеансов при постоянном уровне сжимающей нагрузки. В качестве энерговоздействий использовались: слабые вибрации; электрические,

магнитные, а также скрещенные электрические и магнитные поля. Сигналы АЭ регистрировались пьезоэлектрическими датчиками в частотном диапазоне от 80 кГц до 2 МГц. Сигналы оцифровывались быстродействующими АЦП, работающими в стандарте КАМАК, и записывались на жесткий диск персонального компьютера в автоматическом режиме. Подробное описание постановки эксперимента и методики широкополосных измерений АЭ приведено в [3].

Исходными данными для расчета активационного объема служили временные зависимости скорости деформации (активность АЭ) испытуемых образцов в течение измерительных сессий, каждая из которых состояла из следующих интервалов: 1 – время ожидания после пригрузки (релаксация переходных процессов), 2 – регистрация без воздействия, 3 – воздействие ЭМ полями или вибрациями и 4 – регистрация после воздействия. Анализ проводился на основе выделения откликов акустоэмиссионной активности на внешнее воздействие.

На рис. 1, *а* приведена временная зависимость активности АЭ образца габбро. Для интерпретации хода активности на начальном временном интервале (до первого сеанса ЭВ) целесообразно провести аналогию с сейсмичностью. Релаксационный процесс высвобождения энергии, полученной образцом при пригрузке, и проявляющийся в виде мощного потока АЭ, является естественным аналогом известной в сейсмологии афтершоковой активности, описываемой законом Омори. На аналогию закона спада возбужденной акустической эмиссии (упругим импульсом) и упомянутого закона Омори обращено внимание в монографии [4]. В обоих случаях эти процессы носят затухающий характер. Аппроксимация временных зависимостей АЭ выражением из закона Омори подтвердила, что графики на начальных интервалах следуют гиперболическому закону спадания с удовлетворительной точностью (рис.1, б).

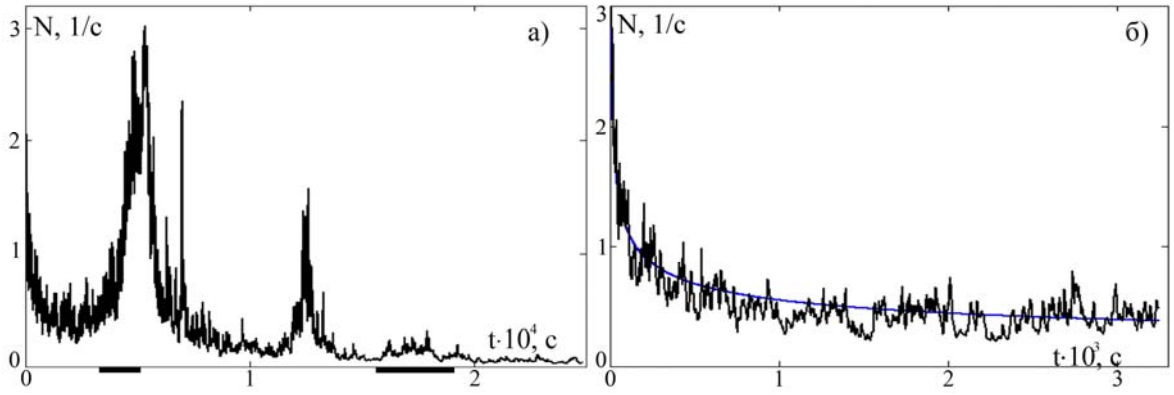


Рис. 1. Временные зависимости активности акустической эмиссии образца габбро (*а*) и аппроксимационной кривой активности (синяя линия) на начальном интервале времени (*б*).

Внешнее воздействие, налагаемое на напряженно-деформированную среду, как отмечалось ранее, стимулирует развитие трещинообразования, проявляющееся в откликах активности АЭ.

Используя кинетическую теорию прочности твердых тел, становится возможной некоторая количественная оценка влияния того или иного вида ЭВ на конкретный материал. Согласно кинетической концепции прочности, скорость деструкции материала можно выразить следующим отношением [5]:

$N = N_0 \cdot e\left(-U/kT\right) = N \cdot e\left\{-\left(U-\gamma\right)/kT\right\}$, где N – активность АЭ, U, γ, T – коэффициенты, определяющие прочностные свойства твердого тела, величина U характеризует энергию активации процесса разрушения, T – температура тепловых коле-

баний атомов, k – постоянная Больцмана. Рост напряжения σ уменьшает энергию активации, а коэффициент пропорциональности γ – есть активационный объем.

Зная законы распределения скорости разрушения геоматериалов, находящихся под постоянной нагрузкой без влияния дополнительных энерговоздействий (закон Омори) и с применением различных видов ЭВ (реальные временные зависимости активности АЭ), можно определить активационный объем разрушения.

Считается, что при отклике активности АЭ, по крайней мере, при нагрузках 0,7-0,85 от разрушающей, когда активность АЭ небольшая, температура внутри образца не меняется, и неизменны напряжения. Тогда значение активационного объема можно вычислить по формуле: $\Delta\gamma = \Delta U / kT = \frac{1}{kT}\ln\left(N_2 / N_1\right)$, где N_2 – активность АЭ, зарегистрированная в экспериментах с ЭВ, а N_1 – рассчитанная временная зависимость активности АЭ в отсутствии воздействия, ΔU – энергия активации.

Для достоверности и выявления закономерностей были произведены расчеты параметра активационного объема различных материалов для различных видов энерговоздействий. В табл. 1 приведены некоторые значения активационного объема для различных геоматериалов в зависимости от параметров внешних воздействий.

Таблица 1

Образец	Вид воздействия и параметры	Задержка отклика, сек	N_2/N_1	ΔU, 10^{-21} Дж	S, 10^{-6} м^2	σ, МПа	$\Delta\gamma$, 10^{-27} м^3	l, Å
Гранодиорит1 Сессия4	ЭВ Г5-54 (2.5 кГц, 20 мкс, 50В)	4365	21,2	12,6	2206,2	142,3	0,089	4,5
Гранит3 Сессия1	Вибровоздействие Г3-33 (1кГц, 2В)	1220	2,8	4,2	706,9	27,8	0,152	5,3
Гранит9 Сессия1	ЭВ Г5-54(2,5 кГц, 20 мкс, 55В)	7560	4,6	6,3	900	370,6	0,017	2,6
Гранит14 Сессия1	МП Г3-33 (4кГц)	1765	1,6	2,1	3900	50,3	0,042	3,5
Гранит14 Сессия5	МП Г3-33 (8кГц), ЭВ (конден.р-к., 800В)	7375	4,3	6,1	3900	70,4	0,086	4,4
Гранит17 Сессия7	ЭВ Г5-54 (50 В, 3 кГц, 50 мкс), МП Г3-33 (6 кГц)	0	2,1	3,1	2997,3	120,4	0,026	2,9
Гранит16 Сессия5	ЭВ Г5-54 (60 В, 2,2 кГц, 15 мкс), Вибровозд-е Г3-112 (2,2 кГц)	765	1,3	1,2	2997,3	122,6	0,01	2,1
Кварцит1 Сессия1	ЭВ Г5-54 (2кГц, 5мкс, вариация амплитуды)	220	3,7	5,4	2750	114,1	0,048	3,6
Габбро2 Сессия1	ЭВ Г5-54 (2кГц, 30мкс, 50В, верт. поле)	0	4,2	6,0	551	160,2	0,037	3,3
Габбро5 Сессия1	ЭВ Г5-54 (90кГц, 2мкс, 30В)	530	1,9	2,8	720	149,9	0,019	2,6
Галит1 Сессия4	ЭВ Г5-54 (2кГц, 5 мкс, 60В)	140	2,2	3,2	1963,5	50,0	0,064	4,0

Таким образом, из данных таблицы можно заключить, что линейные размеры очага разрушения, возникающего в результате воздействия внешними полями и вибрациями составляют единицы ангстрем. Анализ всех данных показал, что значения активационного объема, рассчитанные для разных материалов, не сильно отличаются друг от друга. Также эти значения не зависят от типа воздействия. Но наблюдается достаточно четкая зависимость от времени задержки отклика активности на ЭВ. Чем быстрее наступает активизация процесса, тем больше значение активационного объема. Полученные результаты носят характер предварительных, предполагаются дальнейшие исследования этого вопроса.

Список литературы

1. Соболев Г.А., Шпетцлер Х., Кольцов А.В., Челидзе Т.Л. Экспериментальное изучение инициированной неустойчивой подвижкой. // Построение моделей развития сейсмического процесса и предвестников землетрясения. М.: ИФЗ РАН. 1993. Вып.1. С. 38-47.
2. Bogomolov L.M., Il'ichev P.V., Zakupin A.S., et.al. Acoustic emission response of rocks to electric power action as seismic-electric effect manifestation. // Annals of Geophysics. 2004. V.47. N 1. P.65-72.
3. Bogomolov L., Zakupin A., Tullis T. et al. Acoustic emission measurements to understand transition straining processes and seismicity triggering by power impacts. // Proc. 8 th Multi-Conference on Systemics, Cybernetics and Informatics. Ed by Callaos N. Orlando. USA. 2004. V. XII. P. 274-279.
4. Соболев Г.А., Пономарев А.В. Физика землетрясений и предвестники. М.: Наука. 2003. 270 с.
5. Журков С.Н. Кинетическая концепция прочности твердых тел. // Вестник АН СССР. 1957. №11. С. 78-85.

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПОРИСТОСТИ НА ЛОКАЛЬНЫЕ УПРУГИЕ МОДУЛИ ИЗОТРОПНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЛАЗЕРНЫМ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Подымова Н. Б., Карабутов А. А., Кобелева Л. И.*, Чернышова Т. А.*

Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия
npodymova@mail.ru
**Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва, Россия*
chern@ultra.imet.ac.ru

Проблема неразрушающего контроля конструкционных материалов по фактическому состоянию является весьма актуальной, поскольку дефекты и изменения структуры материала, возникающие при изготовлении и в процессе эксплуатации изделий, могут существенно уменьшить их прочность. Механические свойства материала (например, упругие модули) несут ценную информацию для определения остаточного ресурса детали или изделия. В процессе старения уменьшение упругих модулей может составлять 15–20% [1], в частности, это может возникать из-за возрастающей пористости материала.

В настоящей работе проведена количественная оценка влияния пористости на локальные упругие модули образцов изотропных композиционных материалов на базе сплава АК12М2МгН, упрочненных частицами карбида кремния SiC со средним диаметром 14 мкм в различной массовой концентрации. Экспериментальное определение упругих модулей проводилось лазерным оптико-акустическим методом [2],

основанным на лазерном термооптическом механизме возбуждения ультразвука и измерении фазовых скоростей продольных и сдвиговых акустических волн в образцах в спектральном диапазоне 0,5÷50 МГц. Его основное преимущество перед традиционными ультразвуковыми методиками заключается в возможности эффективного возбуждения коротких и мощных зондирующих импульсов, необходимых для диагностики сильно поглощающих ультразвук неоднородных композиционных материалов. В предложенном методе толщина исследуемых образцов может составлять 0,1÷70 мм, локальность измерений в поперечном направлении 1÷2 мм, максимальная относительная погрешность определения модуля Юнга составляет 6%, модуля сдвига – 4%, коэффициента Пуассона – 5%.

Объемная концентрация воздушных пор (пористость) образца P_V, усредненная по всему его объему, определяется по формуле:

$$P_V = \left(1 - \rho/\rho_0\right)\cdot 100\% \ , \tag{1}$$

где расчетная плотность образца ρ_0 определяется по известной плотности наполнителя SiC: $\rho_{SiC} = 3{,}2\times 10^3$ кг/м^3, расчетной плотности матрицы – сплава АК12М2МгН: $\rho_{AK} = 2{,}735\times 10^3$ кг/м^3 и по известным массовым концентрациям матрицы $n_{m(AK)}$ и наполнителя $n_{m(\mathrm{SiC})}$:

$$\rho_0 = \frac{\rho_{AK}\rho_{SiC}}{n_{m(AK)}\rho_{SiC} + n_{m(\mathrm{SiC})}\rho_{AK}} \ , \tag{2}$$

реальная плотность образца ρ определяется по результатам гидростатического взвешивания.

Параметры исследованных образцов приведены в таблице 1. Как видно, с ростом концентрации наполнителя SiC пористость образца возрастает.

Таблица 1. Параметры исследованных образцов композиционных материалов

№	Толщина H, мм	Массовая концентрация компонентов n_m		Расчетная плотность ρ_0, $\times 10^3$ кг/м^3	Измеренная плотность ρ, $\times 10^3$ кг/м^3	Усредненная пористость P_V, %
		АК12М2МгН	*SiC*			
172	10,70	1,0	0,0	2,735	2,714	0,77
174	10,18	0,962	0,038	2,750	2,710	1,45
173	10,98	0,923	0,077	2,766	2,665	3,65
171	4,72	0,845	0,155	2,798	2,660	4,93

Расчет теоретических значений модуля Юнга E_0, модуля сдвига G_0 и коэффициента Пуассона ν_0 в образцах производится по формулам:

$$E_0 = \rho_0 c_s^2\left[\left(3c_{l_0}^2 - 4c_s^2\right)/\left(c_{l_0}^2 - 4c_s^2\right)\right], \tag{3}$$

$$G_0 = \rho_0 c_s^2 \ , \tag{4}$$

$$\nu_0 = \left[\left(c_{l_0}^2 - 2c_s^2\right)/\left(2c_{l_0}^2 - 2c_s^2\right)\right] \ , \tag{5}$$

где ρ_0 – расчетное значение плотности образца (см. формулу (2)), c_{l_0} – теоретически рассчитанное значение фазовой скорости продольных акустических волн в образце (с использованием модели двухфазной среды [3]), c_s - измеренное значение скоро-

сти сдвиговых акустических волн в образце. Для расчета упругих модулей берется именно значение c_s, поскольку наличие воздушных пор не влияет на сдвиговую жесткость образца (для воздуха она равна нулю) и скорость сдвиговых волн возрастает с ростом концентрации SiC.

Фактические значения упругих модулей исследованных образцов вычисляются по формулам (3)–(5) с заменой ρ_0 и c_{l_0} на измеренные значения плотности и скорости продольных волн для каждого образца. Результаты измерений и теоретических расчетов представлены на рис.1. Видно, что теоретические значения упругих модулей возрастают с ростом концентрации SiC, однако при этом растет и пористость материала, что приводит к эффективному уменьшению фактических упругих модулей образца.

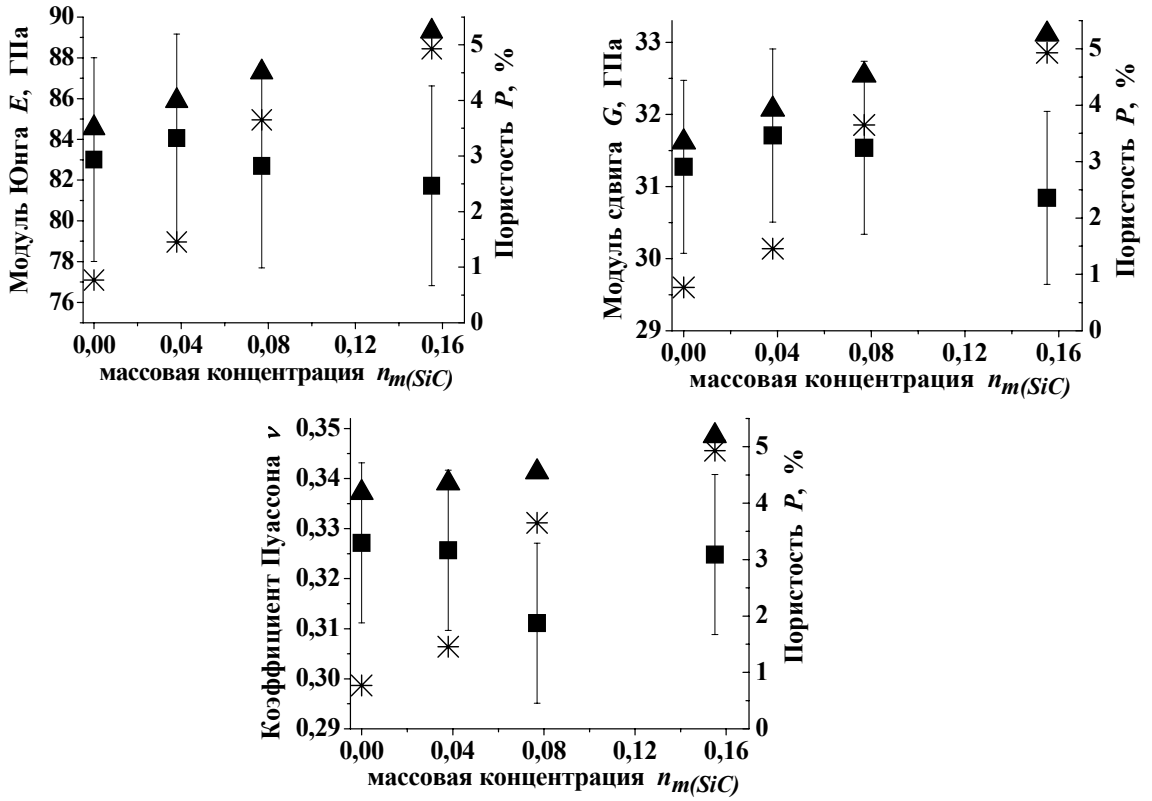


Рис.1. Зависимость упругих модулей и пористости образцов композиционного материала на базе сплава АК12М2МгН от массовой концентрации $n_{m(\mathrm{SiC})}$ карбида кремния:
▲ – теоретический расчет; ■ – результаты измерений; ∗ – пористость образца.

Таким образом, для обеспечения эффективного возрастания упругих модулей композиционного материала на основе сплава *АК12М2МгН* при добавлении упрочняющих частиц карбида кремния *SiC* возникающая пористость материала не должна превышать 2÷2,5 %.

Список литературы

1. Прикладная механика композитов (под ред. Тарнопольского Ю.М.). М.: Мир, 1989. 358с.
2. Карабутов А.А., Кобелева Л.И. и др. // Заводская лаборатория. 2009. Т. 75. № 3. С. 27-33.
3. Жаркий С.М., Карабутов А.А. и др. // ФТП. 2003. Т. 32. № 10. С. 485-489.

ВОДОРОДНЫЕ ГРАДИЕНТНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ: УСЛОВИЯ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ И СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПАЛЛАДИЯ

Гольцова М. В., Любименко Е. Н., Жиров Г. И.

Донецкий национальный технический университет, г.Донецк, Украина
m_goltsova@mail.ru

Внутренние напряжения, возникающие в палладии при насыщении его водородом, могут быть двух типов: водородо-фазовые (обусловлены разностью удельных объёмов превращающихся гидридных фаз), либо водородо-концентрационные (ВК) напряжения. Последние обусловлены градиентами концентрации водорода, и, соответственно, градиентом расширения кристаллической решётки металла.

Если градиентные ВК-напряжения не превышают предела пропорциональности металла, то имеет место явление водородоупругости [1].

Теория водородоупругости была разработана и подробно описана в [2]. Методами математического моделирования был записаны системы уравнений, описывающие поведение металла при возникновении и развитии в нём водородных концентрационных напряжений различной величины. Экспериментально явление водородоупругости было зарегистрировано в виде различных механических или диффузионных эффектов, в зависимости от условий водородного воздействия. На макроскопическом уровне водородоупругость проявляется в эффекте формоизменения (изгибов) палладиевой пластины при воздействии водорода. На микроскопическом уровне – в формировании на предварительно полированном палладиевом шлифе обратимых движущихся и стационарных выпучиваний в процессе дополнительного насыщения водородом.

В настоящей обзорной работе мы кратко ознакомим вас с макро- и микропроявлениями водородоупругости, экспериментально зафиксированными нами.

1. Макропроявления водородоупругости: изгиб палладиевой пластинки под воздействием газообразного водорода

Формоизменения (изгибы) пластинки из палладия (99,98%) при одностороннем насыщении её водородом при температурах 100-150^{0}C были изучены в работах [3-4].

Чтобы изучить эти эффекты при температурах выше 150^{o}C потребовалось модернизировать экспериментальную водородо-вакуумную установку (ВВУ), в результате чего была создана ВВУ-4, подробно описанная в [5].

Рабочая камера установки выполнена из нержавеющей стали Х18Н10Т. Металлический образец в форме тонкой палладиевой пластинки (68х5,5х0,27 мм), предварительно с одной стороны электролитически покрытый медью (металлом, не пропускающий водород), закрепляется одним концом в держателе, таким образом, чтобы вверху была сторона образца с медным покрытием. Другой конец образца свободный. После установки образца в рабочую камеру он подвергается низкотемпературному вакуумному отжигу путем медленных нагревов до 200 ^{O}C со скоростью 3 ^{O}C/min и последующих охлаждений с печью для снятия остаточных напряжений.

Нагрев образца и поддержание постоянной температуры осуществляется электропечью, температура контролируется хромель–алюмелевой термопарой. Газообразный водород подается и откачивается из рабочей камеры через патрубок, при

этом давление водорода в рабочей камере можно повышать до 1 МПа. Давление водорода измеряется манометром ЭКМВ-1У с классом точности 1,5.

В рабочей камере предусмотрено кварцевое окно, которое позволяет наблюдать поведение свободного конца пластинки при водородном воздействии с одновременным измерением величины изгиба катетометром вплоть до ± 5 мм с точностью ±0,02 мм. Через это же кварцевое окно к установке подсоединяется видеокамера Samsung и поведение пластинки в экспериментальных условиях регистрируется путём видеозаписи, которая далее расшифровывается посекундно в программах Pinnacle Studio или Adobe Premiere.

Общая схема экспериментов такова. Образец в рабочей камере нагревался в вакууме до температуры эксперимента, выбранной из интервала (150-300^{o}C), затем в рабочую камеру подавали водород до давлений от 0,03 до 0,3 МПа. После подачи водорода в рабочую камеру сразу регистрировали максимальный изгиб пластинки, вызванный возникновением в ней градиентных водородо-концентрационных напряжений, обусловленных проникновением водорода в палладий. Длительность достижения максимальной величины изгиба например, при 220^{0}C составила 10,36 с. По мере дальнейшего насыщения образца водородом стрела прогиба постепенно уменьшалась, что свидетельствовало о выравнивании напряжений в образце в результате равномерного распределения водорода по сечению образца. Образец возвращался в исходное положение, при этом могло сохраняться некоторое остаточное формоизменение, не превышающее ~6% максимального формоизменения. Далее стрела прогиба стабилизировалась и не изменялась в течение последующей выдержки.

При дегазации водорода из рабочей камеры создавался градиент концентраций водорода, обратный тому, который имел место при насыщении металла. В результате регистрировали обратный изгиб пластинки, со стрелой прогиба, максимальной в начальные этапы эвакуации водорода. Затем стрела прогиба постепенно уменьшалась, и образец возвращался в исходное положение (остаточное формоизменение также могло иметь место).

Таким образом, были экспериментально установлены обратимые изгибы палладиевой пластинки в результате водородного воздействия и индуцированных им водородных градиентных напряжений в интервале повышенных температур 150-300^{o}C. Полученные результаты подтвердили ранее изученные закономерности при T $\leq$ 150°C [3-4] и выявили новые детали зависимостей стрелы прогиба от интенсивности градиентных напряжений, которые обсуждаются в настоящее время и будут описаны в следующих работах.

2. **Микропроявления водородоупругости: когерентные движущиеся и стационарные выпучивания**

Проведены систематические исследования по изучению структурных изменений в приповерхностных слоях палладия и его сплавов с водородом методиками оптической микроскопии *in situ* с видеозаписью и компьютерным анализом происходящих процессов. Экспериментально установлены следующие факты.

Обратимое стационарное выпучивание. П-образные образцы, выполненные из проволоки длиной 23 мм, диаметром 0,5 мм, с предварительно подготовленными на них продольными металлографическими шлифами, помещали в рабочую камеру экспериментальной установки ВВУ-2. Установку вакуумировали, и образцы нагревали до 350^{o}C. Затем в камеру напускали газообразный водород со скоростью 0,1-0,2 МПа/*мин* до давления 2,3 МПа. Образцы выдерживали 30 минут в условиях (350^{o}C, 2,3 МПа) и затем охлаждали при постоянном давлении водорода 2,3 МПа. Одновременно наблюдали изменения на металлографических шлифах в оптический микро-

скоп МТ-7 с одновременной видеозаписью процессов в приповерхностных слоях образца. При скоростях охлаждения от 3 до 5°С/*мин* в температурном интервале 230-250°С было зафиксировано локальное выпучивание поверхности. Выпучивание в изотермических условиях продолжало расти, достигало максимума, затем уменьшалось, и исчезало. Явление объясняется влиянием сильных внутренних напряжений, генерируемых в приповерхностных слоях образца градиентами концентрации водорода и перераспределениями уже растворенного водорода в образце по механизму восходящей диффузии. Внутренние напряжения не превышают в данном случае предел упругости и релаксируют с уменьшением градиентов концентрации водорода [5].

Солитон на поверхности палладия. При температуре 230°С в сплаве $PdH_{0,1}$ в приповерхностных слоях сплава был зафиксирован вначале сдвиг зерен, а затем, в процессе насыщения водородом были зафиксированы волнообразные движущиеся когерентные выпучивания, подобные солитонам. Фрагмент видеозаписи, демонстрирующей рождение, жизнь и гибель солитоноподобного выпучивания представлен на http://donntu.edu.ua/hydrogen-community/soliton.zip. Предполагается, что возникновение наблюдавшихся волновых процессов представляет собой особый, ранее не известный механизм релаксации и выравнивания внутренних напряжений в сплавах металл-водород [6].

Выводы

Экспериментально изучены макро- и микропроявления водородоупругости, вызванные формированием и релаксацией градиентных водородных напряжений.

Показано, что градиентные напряжения, формируемые в палладии под воздействием водорода являются причиной целого ряда фундаментальных явлений, от изгибов пластинки, до солитонов на поверхности палладия. Эти явления требуют дальнейшего детального изучения.

Список литературы

1. Progress in Hydrogen treatment of materials / Edited by V.A. Goltsov. – Donetsk - Coral Gables: «Kassiopeya Ltd.», 2001. – 543 p.
2. V.A. Goltsov et al. Theory of Hydrogen Elasticity Phenomenon. In: Progress in Hydrogen treatment of materials / Edited by V.A. Goltsov. – Donetsk - Coral Gables: «Kassiopeya Ltd.», 2001. – 543 p. – pp. 95-117.
3. Гольцов В.А., Глухова Ж.Л., Котельва Р.В. Формоизменение палладиевой пластины при её одностороннем насыщении водородом и последующей дегазации // Физика металлов и металловедение.–.1997. – 84, №5. – С. 157–160.
4. Гольцов В.А., Глухова Ж.Л. Упругое изменение формы палладиевой пластины под воздействием водорода. Результаты эксперимента // Физика металлов и металловедение.–.2000. – 90, №4. – С. 68–73.
5. Новая экспериментальная установка, методика и результаты исследования водородоупругой деформациии палладиевой пластины. Гольцов В.А., Глухова Ж.Л., Любименко Е.Н. // Фізико-хімічна механіка матеріалів.–2009.-№5.–С.55-60
6. Гольцова М.В., Жиров Г.И., Артеменко Ю.А. Когерентные и некогерентные изменения предварительно полированной поверхности гидрида палладия при дополнительном насыщении водородом / ФММ. 2001. Т. 93. №3. С.1–5.
7. Г. И. Жиров, М. В. Гольцова. Экспериментальное наблюдение солитоноподобного движущегося выпучивания на поверхности сплава палладий–водород // Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т. 104, № 6. – С. 634–640.

ВЗАИМОДЕЙСТИЕ ТРУЩИХСЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ УЗЛОВ ТРЕНИЯ

Батрак В. И.

ОГТИ (филиал ОГУ), г. Орск, Россия
rak4707@rambler.ru

Характер взаимодействия трущихся поверхностей предопределяется состоянием активных слоев покрытий. Последнее связано с суперпозицией разнообразных триботехнических процессов, таких как диффузионные, адсорбционные, адгезионные, тепловые, субструктурные и др.

Рабочие поверхности контактируют при трении по единичным пятнам, которые под действием приложенных давлений могут расплющиваться или взаимно внедряться. Эти самовоспроизводимые процессы приводят к обратимому или необратимому изменению рельефа контактных поверхностей. Взаимодействие контактирующих микро - выступов трущихся тел практически для любых материалов обусловливается формированием на пятнах контакта адгезионных мостиков сварки. Атомы или молекулы триботехнического поверхностного слоя находятся в неуравновешенном высокоэнергетическом состоянии и по этой причине способны к активному взаимодействию с атомами материала выступов контр-тела, а также с молекулами газовой или жидкой окружающей среды. В первом случае адгезионные эффекты взаимодействия будут более значительными, чем во втором. С позиций кинетики и механизмов трения и изнашивания определяющим является характер разрушения возникшей адгезионной связи на пятне контакта. Если происходит разрушение мостика микросварки, то повреждаемость микроконтакта осуществляется по усталостным механизмам при постепенном структурном разрыхлении активного слоя. Процесс трения в этом случае следует считать стационарным. Если же разрушение связи происходит на некоторой глубине материала, то изнашивание реализуется согласно однократным катастрофическим механизмам формирования частиц износа, а процесс трения является уже нестационарным.

С позиций повышения работоспособности трущихся поверхностей обязательным является перемещение разрушения к месту образования адгезионной связи и необходимым - ослабление силы самой этой связи. Можно выделить два направления в реализации указанных процессов. Первое: должно предусматривать адаптивное регулирование свойств окружающей среды для создания на поверхности микроконтактов прочных антиадгезионных пленок с пониженным сопротивлением сдвигу. Это направление смещает механизм взаимодействия материалов микроконтактов от адгезионного к трибохимическому, а эффективность его определяется направлением и глубиной эффектов протекающих пассивирующих процессов. Второе направление определяется комплексом физико-механических свойств самого материала микроконтакта и его структурой. С этих позиций необходимо учитывать возможное разупрочнение материала при его физическом и химическом взаимодействии с окружающей средой, а также особенности формирования в нем субструктуры в условиях механического, теплового, адсорбционного и химического воздействий. Таким образом, снижение прочности адгезионной связи с параллельным повышением устойчивости самого материала к повреждению по любому из перечисленных механизмов необходимо обязательно принимать во внимание при конструировании триботехнических пар.

Предлагается кинетическая схема процесса схватывания, учитывающая соотношение скоростей деформирования материала и подстройки атомов (рис.1). При низкой температуре схватывание лимитируется скоростью пластической деформации, а при

высокой – скоростью подстройки. При возрастании контактных давлений температурная точка смены механизмов адгезии *T*кр смещается в сторону более высоких температур.

На фактических пятнах контакта поверхностей реализуются весьма высокие давления, сопоставимые с пределами текучести или даже прочности материалов. Эти силовые взаимодействия имеют периодический характер, причем допускается продолжительность соприкосновения микроконтактов от 10^{-7} до 10^{-5}с. Деформационно-адгезионные точечные взаимодействия обусловливают разогрев материала контактов на некоторой активной глубине и на трущейся поверхности. Сочетание высоких контактных давлений и температур в присутствии активной окружающей среды приводит к активации повреждения слоя с существенным изменением его физико-механических свойств. В первом случае активируются субструктурные эффекты и процессы фазовых переходов, происходит развитие дефектов кристаллической структуры (точечных, линейных, а также поверхностных), изменение ориентации зерен и макродефектов, формирование объемных несовершенств (скоплений вакансий, полостей разрыва материала). В то же время изменяется фазовое строение, происходят полиморфные превращения, образование и растворение частиц химических соединений, диффузия элементов из одного тела в другое и т. п. Процессы второго направления отражают создание адсорбционных пленок и химических соединений из окружающей среды (окислы, сульфиды, хлориды), частиц материала, перенесенного на поверхность контртела.

Совокупность указанных эффектов трансформации структуры и свойств в активном слое материалов и их определенная суперпозиция предопределяют кинетику поверхностной повреждаемости и определенный вид механизма поверхностного изнашивания.

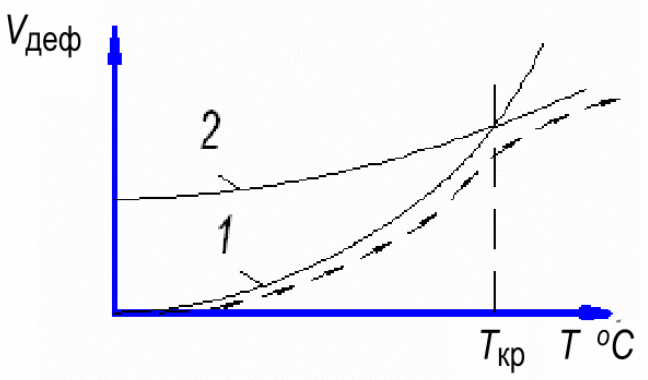


Рис. 1. Изменение микропластической деформации *V*деф. в процессе субструктурной подстройки материала: 1 – скорость пластической деформации, 2 – скорость подстройки.

Высокие микроконтактные давления в сочетании с температурными градиентами предопределяют следующие реализуемые для всего комплекса вариантов состояния триботехнических систем процессы разрыхления материалов активного слоя: механическое, тепловое, химическое и адгезионное. Механические процессы разупрочнения при взаимодействии зависят в первую очередь от упругопластической деформации материала микроконтактов, активируемой дополнительно тепловыми напряжениями. Этот вид разупрочнения обусловливает формирование дефектов субструктуры различного уровня и повышение остаточных напряжений.

С наибольшей вероятностью при трении возможно образование малоэнергоемких точечных дефектов и в первую очередь вакансий. Центрами образования вакансий могут быть активированные атомы на поверхности материала и на границах фрагментов и зерен. Концентрация вакансий в повреждающемся подслое может

быть на 2-3 порядка выше, чем при обычных равновесных условиях. Диапазон концентраций вакансий зависит от ряда факторов, характеризующих свойства тела и трибосреды: наличия трибопленки (уменьшает концентрацию вследствие торможения эффектов «разряжения» дислокаций на поверхности), активации хемосорбционных эффектов (повышает концентрацию), направления взаимодействия линейных дефектов и т. д. Неравномерное распределение вакансий по глубине слоя ослабляет адгезионные связи при сохранении уровня когезионных. Это оказывает позитивное влияние на трение. С другой стороны, коагуляция дефектов в процессе их диффузии способствует образованию полостей и пор, снижающих поверхностную прочность материала. Влияние вакансий на работоспособность трущихся поверхностей связывается дополнительно и с тем, что они могут быть центрами адсорбции и окисления.

Температурно-силовое воздействие обусловливает значительное, до 10^{11}–10^{12} см $^{-2}$, повышение плотности дислокаций в активном слое. Для принятых в качестве основополагающих предположений о сдвиговом механизме пластической деформации в повышении прочности играют роль эффекты закрепления дислокаций, а также сопротивление элементов структуры их движению. В первом случае при создании структурно работоспособного материала необходимо предпочитать виды технологической обработки, фрагментирующие зерна и блоки, и создающие высокие концентрации закрепляющих точечных дефектов. Во втором – необходимо стремиться к формированию в поверхностном слое дисперсных элементов макроструктуры (пор, включений), которые своими дальнодействующими полями напряжений будут тормозить перемещающиеся дислокации. Взаимодействие линейных несовершенств обусловливает рост сопротивления сдвигу, что упрочняет, но с другой стороны и охрупчивает материал. Последнее позволяет заключить, что применение (в качестве триботехнического) материала, характеризующегося интенсивным закреплением дислокаций точечными дефектами или их самозакреплением и склонного по этой причине к охрупчиванию, является нецелесообразным. При механическом разупрочнении дислокации играют решающую роль в формировании трения и образовании частиц износа. Наиболее мощные дислокационные скопления локализуются на некотором расстоянии от поверхности, при этом закритические плотности дислокаций приводят к формированию микропустот, коалесценция которых путем роста или сдвига формирует подповерхностные параллельные трещины.

Как правило, механическое разупрочнение структуры поверхностного слоя протекает одновременно с процессами разрушения, в большей или меньшей степени активируя их. В этих случаях данный подготовительный эффект присущ самому процессу повреждаемости и рассматривается как сопутствующее ему явление. Механическое разрыхление реализуется также в процессе трения при формировании так называемого третьего тела в форме трибопленки на контактах.

Тепловые процессы разупрочнения протекают под действием генерируемой при трении на микроконтактах теплоты или, реже, теплоты от внешнего источника. Этот вид разупрочнения связан с изменением физического состояния фаз гетерогенных материалов или их структуры и определяет вид механизма поверхностного разрушения.

Список литературы

1. Власов В.М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей. М.: Машиностроение, 1997, 304с.
2. Тушинский Л.М. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. Новосибирск, Наука. 1996.207с.

ВЛИЯНИЕ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НА СПЕКТРАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В СТАЛИ 20

Черняева Е. В.[1], Галкин Д. И.,[2] Мерсон Д. Л.[3]

[1] СПбГУ, Санкт-Петербург,
lena@smel.math.spbu.ru
[2] МГТУ им. Баумана, Москва,
[3] ТГУ, Тольятти

В работах [1, 2] на примере алюминиевых (сплав Д16) и стальных (стали 20, 45Х и 5Г17Ю3) образцов было показано, что при индентировании металла после циклических испытаний, по сравнению с исходным состоянием, в спектре регистрируемых сигналов акустической эмиссии (АЭ) происходят характерные изменения. Важно, что во всех случаях «искажения» имели похожий характер: с увеличением количества циклов испытаний пики на кривой спектральной плотности [3] снижались и «раздваивались» в сторону увеличения частоты.

Целью данной работы было выявить изменения спектральных характеристик сигналов АЭ, связанные с малоцикловой усталостью. Для исследования были выбраны образцы стали 20, вырезанные из электросварных прямошовных труб производства ТЭСЦ-3 ТЭСК МСД ОАО «Выксунский металлургический завод». Образцы были предварительно подвергнуты нагружению, согласно режимам, приведенным в табл. 1. Предварительные циклические испытания прекращали на различных этапах нагружения: до начала локализации деформации и на разных стадиях формирования «шейки» (видимых невооруженным глазом).

Таблица 1. Режимы предварительного нагружения образцов

Шифр образца	Параметры нагружения	Количество циклов	Удлинение, %	Разрушение/ наличие шейки	N/N_0
3	Отнулевой цикл: размах (σ_{max}) – $1{,}2\sigma_T$, частота нагружения – 20 Гц	8851	15	шейка ярко выражена, предразрушение	~3
4		2902	11	шейка видна	~2,5
5		7000	8	шейка намечена	~2
7		5000	2,6	шейка отсутствует	~2
8		2500	1	шейка отсутствует	~1,5

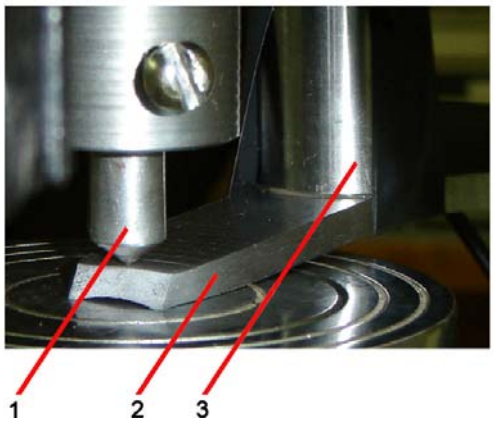


Рис. 1. Внешний вид установки: 1 – блок нагружения с коническим индентором; 2 – испытываемый образец; 3 – датчик АЭ

Инициирование АЭ осуществлялось путем внедрения твердосплавного конического индентора со скоростью 1,0 мм/мин на испытательной машине ИМ-4А. Максимальная нагрузка на индентор составляла 1000 Н. Для регистрации и преобразования АЭ сигналов в электрические применяли широкополосный датчик АЭ MSAE-L2 и усилитель MSAE-FA010 с общим усилением 87 dB. Внешний вид установки для проведения исследования приведены на рис. 1.

Поверхность всех образцов была очищена от слоя окислов и отшлифована до блеска. Уколы производились вдоль всей длины образца. Все зарегистрированные сигналы АЭ с использованием методики цифрового

распознавания и анализа спектральных образов [3] разбивали на группы по форме кривой спектральной плотности и анализировали спектральные портреты (усредненная форма кривой спектральной плотности мощности) для каждого укола.

Для всех изученных образцов этой серии АЭ была практически однородна: 95–100% составляли сигналы со спектром одного вида, что свидетельствует о действии единственного источника АЭ. Очевидно, что этот источник АЭ имеет дислокационную природу.

На рис. 2 и 3 приведены снимки рабочей части образцов №3 (рис.2*а*) и 8 (рис.3*а*), совмещенные с графиками распределения количества сигналов АЭ, регистрируемых за один укол, вдоль длины образца (рис.2*б* и 3*б*) и спектральные плотности («портреты») этих сигналов (рис.2*в* и 3*в*).

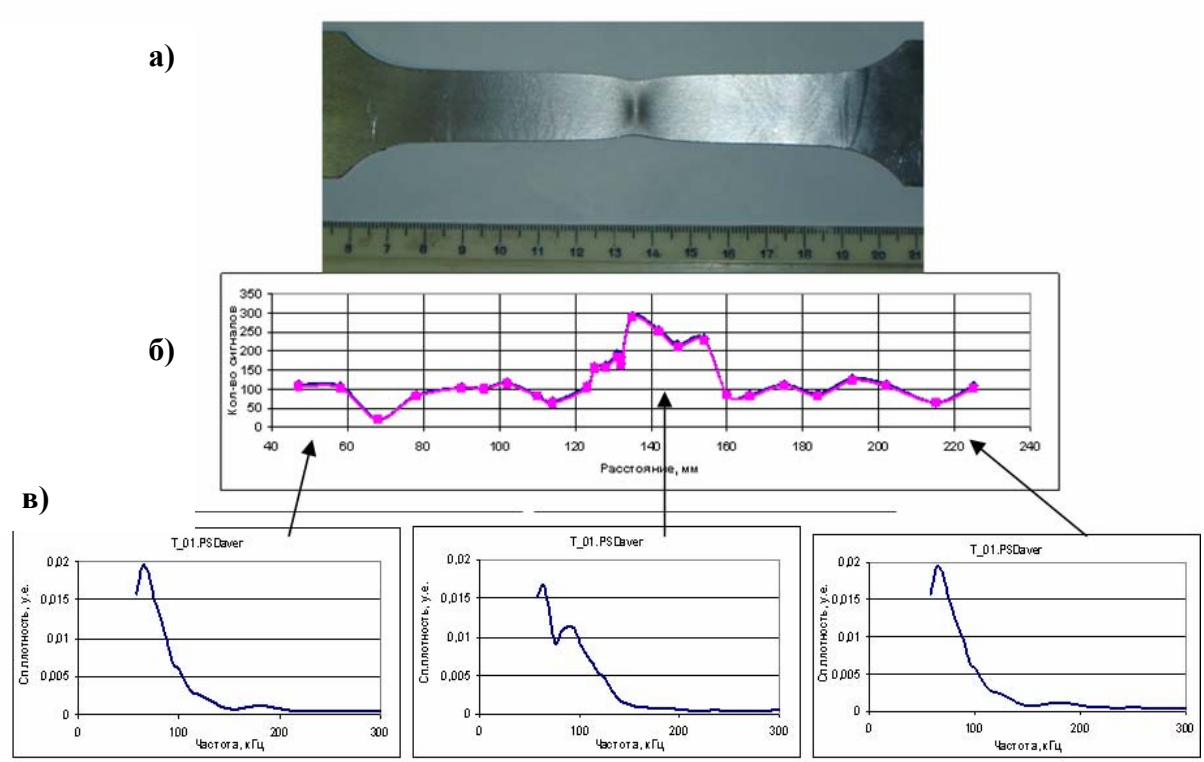


Рис. 2. Внешний вид рабочей части образца № 3 после 8851 циклов нагружения (*а*), распределение сигналов при уколах вдоль рабочей части (*б*) и спектральные портреты АЭ при уколах в области, указанные стрелками (*в*)

Для всех образцов (см. табл.1) наблюдалось резкое (в 1,5–3 раза) увеличение количества сигналов N в области явно сформированной шейки (рис.2), либо в области пересечения полос скольжения, хорошо заметных на поверхности образцов (рис.3), относительно количества сигналов N_0 в соседних областях. Энергия сигналов АЭ в области шейки также была выше, чем в недеформированных областях. Наиболее вероятно, что указанное явление связано с наличием в зонах локализованной деформации образца повышенных внутренних напряжений, релаксация которых в момент укола приводит к генерации акустических сигналов.

«Искажения» спектральной плотности наблюдались только в случаях явно заметной шейки и заключались в появлении дополнительного пика на кривой спектральной плотности (рис.2*в*).

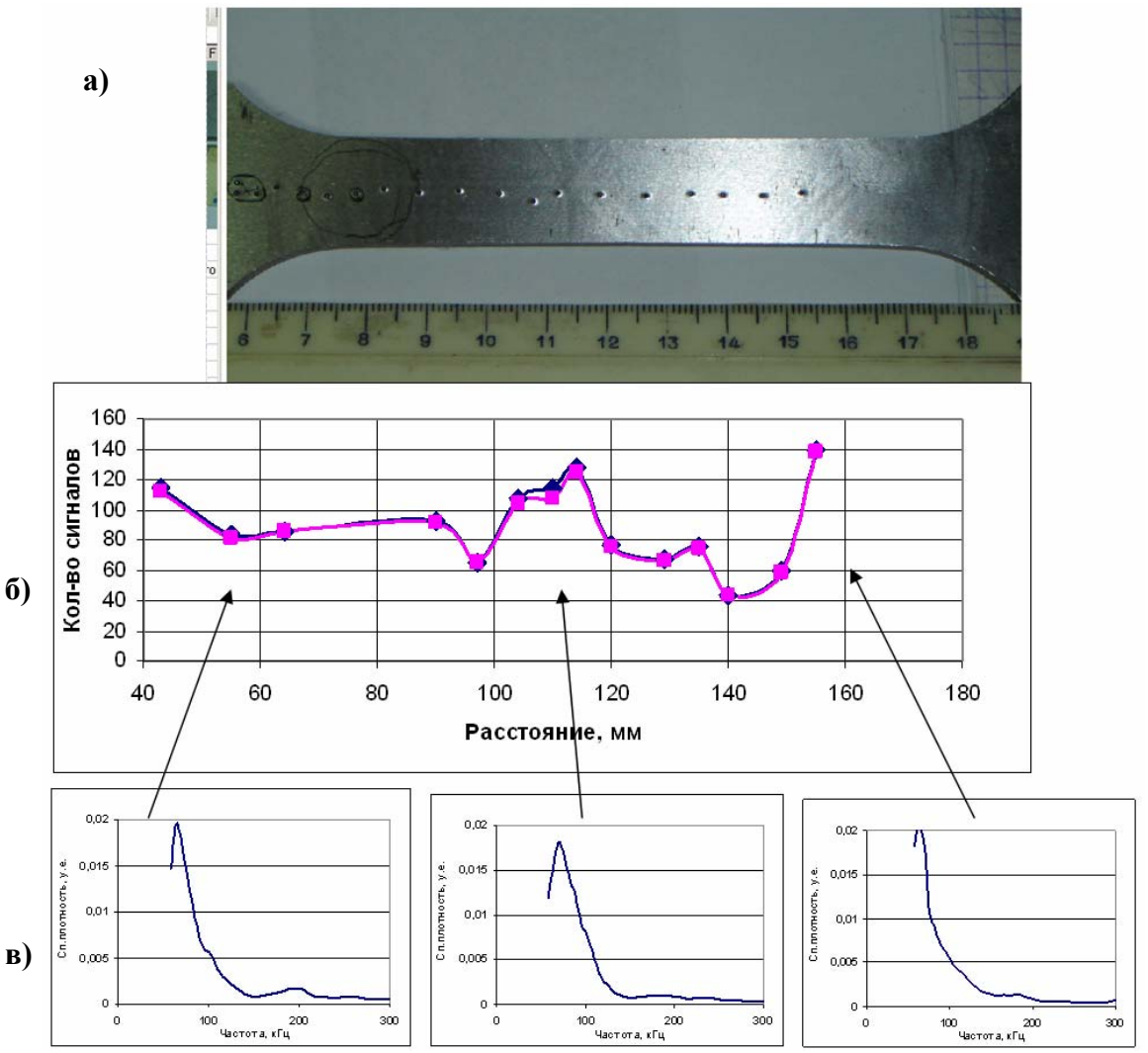


Рис.3. Внешний вид рабочей части образца № 8 после 2500 циклов нагружения (*а*), распределение сигналов при уколах вдоль рабочей части (*б*) и спектральные портреты АЭ при уколах в области, указанные стрелками (*в*)

Таким образом, по степени искажения спектральных портретов сигналов АЭ при индентировании можно качественно судить о степени «усталости» металла и – в перспективе – прогнозировать приближение момента исчерпания ресурса работы металла.

Список литературы

1. Черняева Е.В., Мерсон Д.Л. Спектральный анализ акустической эмиссии как перспективный метод оценки состояния материалов /в кн. Перспективные технологии и методы контроля - Витебск: изд-во УО «ВГТУ», 2009 – с.316-359
2. Черняева Е.В., Мерсон Д.Л., Мещеряков Д.Е. Влияние усталости на параметры акустической эмиссии в образцах из сплава AlCuPb // Фазовые превращения и прочность кристаллов. Сб. тез. V Междунар. конф. (17-21 ноября 2008 г.), Черноголовка, 2008. С.111
3. Д.Л. Мерсон, А.А. Разуваев, А.Ю. Виноградов. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке. // Дефектоскопия. - 2002. - № 7. - С. 37-46.

УДК 539.67

УПРУГОСТЬ И НЕУПРУГОСТЬ БИОМОРФНОГО УГЛЕРОДА, ПОЛУЧЕННОГО НА ОСНОВЕ МИКРОДРЕВЕСНОЙ ФИБРЫ MDF

Кардашев Б. К.[1], Орлова Т. С.[1], Смирнов Б. И.[1], de Arellano-Lopez A. R.[2], Martinez-Fernandez J.[2]

[1] Учреждение Российской Академии наук Физико-Технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,
[2]Universidad de Sevilla, Sevilla, Spain
b.kardashev@mail.ioffe.ru; smir.bi@mail.ioffe.ru

В интервале температур 100–293 К на воздухе и в вакууме исследованы амплитудные и температурные зависимости модуля Юнга и внутреннего трения (поглощения ультразвука) биоморфного углерода, приготовленного на основе прессованной микродревесной фибры (MDF – medium density fiberboard) средней плотности путем пиролиза (карбонизации). Измерения выполнены акустическим резонансным методом составного вибратора при продольных колебаниях на частотах около 100 kHz. По данным акустических измерений амплитудных зависимостей модуля упругости произведена оценка микропластических свойств. Показано, что модуль Юнга E, декремент упругих колебаний δ и условный предел микротекучести σ_y MDF-образцов отличаются от аналогичных данных для исследованных ранее подобных материалов, изготовленных из натурального дерева эвкалипта и сосны. Полученные результаты объясняются различной структурой, влиянием пор и других дефектов, которые в значительной мере определяют механические характеристики изученного биоматериала.

Настоящая работа продолжает исследования [1–3], посвященные изучению упругих и неупругих характеристик образцов биоморфного углерода (bio-C), который используется в качестве матрицы (прекурсора) для получения биоморфных композитов SiC/Si. Эти композиты рассматриваются как перспективные материалы для широкого применения в аэро-, космо- и автомобилестроении, а также в качестве легких конструкционных материалов. Технология получения данных материалов представлена в [4] и является в целом подобной технологии получения биоморфных композитов SiC/Si на основе натурального дерева. В данной работе представлены данные для MDF-материала, который, в отличие от исследованных ранее bio-C на основе натуральных эвкалипта и сосны, является почти упруго изотропным.

Пористость mdf-C определялась гидростатическим взвешиванием и составляла примерно 50 vol.%. В отличие от биоуглеродных матриц, полученных на основе натурального дерева и имеющих преимущественно канальный тип пор, вытянутых вдоль направления роста дерева, пористая структура mdf-C имеет более однородный характер. Микрофотографии, характеризующие пористую структуру биоуглерода на основе MDF, приведены в [4].

Процедура акустических измерений была следующей. Вначале на образце, находившемся длительное время после изготовления на воздухе при атмосферном давлении и комнатной температуре, измерялись амплитудные зависимости $E(\varepsilon)$ и $\delta(\varepsilon)$ (рис.1). Затем склеенные образец и пьезокварц помещались в вакуумную камеру. Все последующие измерения $E(\varepsilon)$ и $\delta(\varepsilon)$ проводились в вакууме (~10^{-3} mm Hg) как при комнатной (рис.2), так и при низкой (~100 К) температурах. При охлаждении снимались температурные зависимости $E(T)$ и $\delta(T)$ (рис. 3). Из зависимостей $E(\varepsilon)$, изме-

ренных в вакууме, по схеме, представленной в [5], строились кривые “напряжение - микропластическая деформация” (рис. 4).

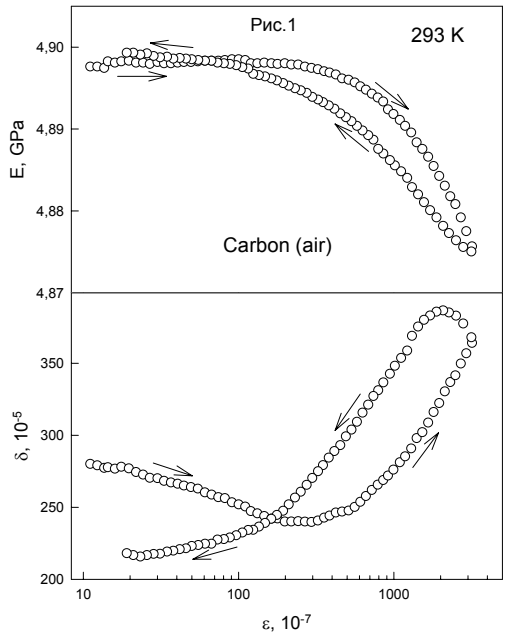


Рис. 1. Амплитудные зависимости модуля Юнга *E* и декремента δ для MDF образца углеродной матрицы; измерения выполнены на воздухе при атмосферном давлении на свежеприготовленном образце; стрелки указывают направление изменения ε.

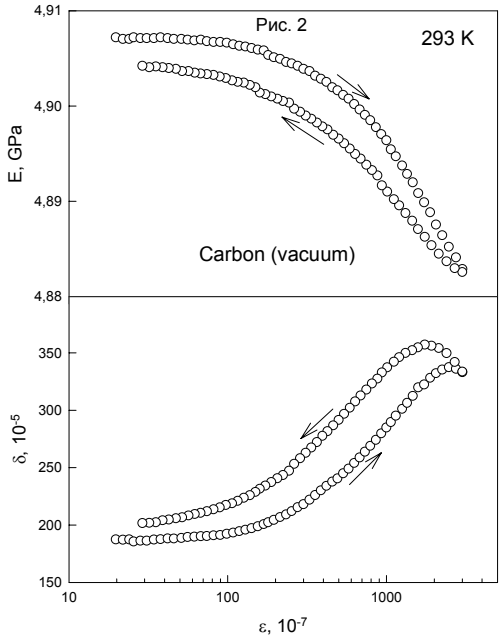


Рис.2. Амплитудные зависимости модуля Юнга *E* и декремента δ для MDF образца углеродной матрицы; измерения выполнены в вакууме на образце, подвергавшемся воздействию высоких амплитуд; стрелки указывают направление изменения ε.

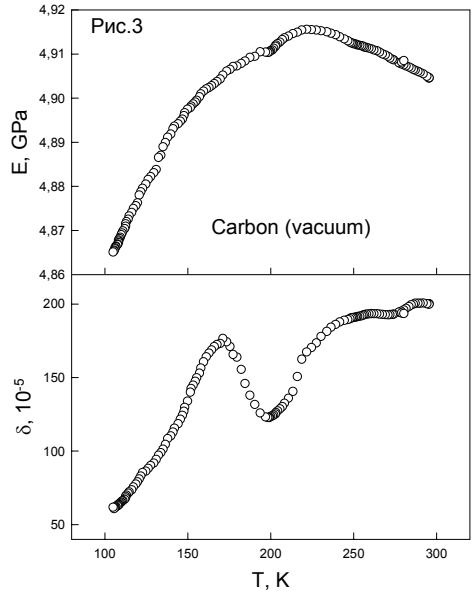


Рис. 3. Температурные зависимости модуля Юнга E и декремента δ для MDF образца углеродной матрицы; измерения выполнены в вакууме на образце, подвергавшемся воздействию высоких амплитуд при комнатной температуре; $\varepsilon=5.0\times10^{-6}$.

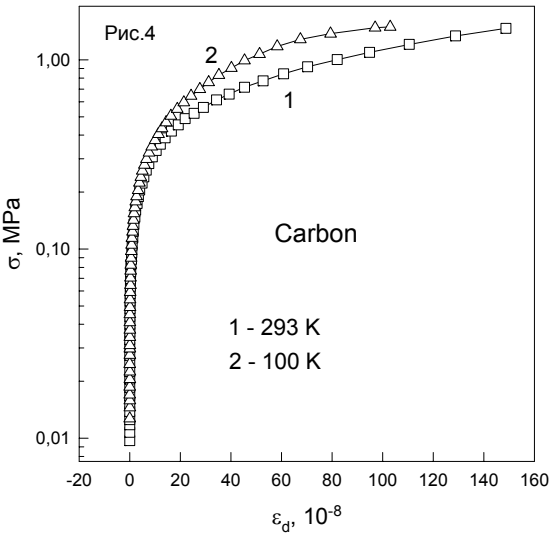


Рис. 4. Кривые “напряжение-микропластическая деформация”, полученные по данным акустических измерений на MDF образце углеродной матрицы.

Качественно кривые $E(\varepsilon)$ и $\delta(\varepsilon)$ для mdf-C (рис.1 и 2) напоминают аналогичные зависимости для подобных материалов, приготовленных из эвкалипта и сосны. Однако, в отличие от данных для натуральных образцов, эффект уменьшения декремента в области малых ε здесь выражен очень слабо. По-видимому, в mdf-C процессы адсорбции-десорбции молекул воздуха оказывают заметно меньшее влияние на E и δ по сравнению с биоматериалами из натурального дерева.

На рис. 3 необычное поведение демонстрирует модуль Юнга, который при понижении температуры вначале растет, а затем уменьшается. Аномальное падение действующего модуля Юнга при понижении температуры можно приписать влиянию внутренних напряжений, которые могут изменять действующий модуль как в сторону увеличения, так и в сторону его уменьшения в зависимости от того, растут или падают эти напряжения с температурой. Декремент демонстрирует максимум при 170 K. Менее заметный максимум находится в районе 220–250 K. Наличие дублетного пика, как было показано в [1,2], связанно с адсорбированными молекулами CO_2.

Таблица. Плотность ρ, модуль Юнга E, амплитудно-независимый декремент δ_i и условный предел микротекучести σ_y при величине неупругой деформации $\varepsilon_d = 1.0\times10^{-8}$ для различных образцов bio-C при комнатной температуре.

Материал	ρ, g/cm^3	E, GPa	δ_i, 10^{-5}	σ_y, MPa	Ссылка
bio-C-along (eucalyptus)	0.68	15.1	152	1.1	[1]
bio-C-across (eucalyptus)	0.68	11.6	490	0,32	[1]
bio-C-along (pine)	0,40	7.85	251	0,71	[3]
bio-C-across (pine)	0.40	4.70	3300	0.046	[3]
bio-C (mdf)	0.64	4,90	187	0.10	Настоящая работа

Упругие и микропластические характеристики bio-C представлены в Таблице. Там же для сравнения показаны полученные ранее данные для подобных материалов, приготовленных на основе натурального дерева, вырезанных как вдоль (along), так и поперек (across) ростовых каналов дерева. Модуль Юнга и условный предел микротекучести образцов mdf-C оказались близкими по значению к подобным характеристикам для образца биоуглерода из сосны, вырезанного поперек направления роста дерева. Это свидетельствует о том, что исследованный MDF материал изготовлен, скорее всего, из микрофибры сосны.

Список литературы

1. Б.К. Кардашев, Ю.А. Буренков, Б.И. Смирнов, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez, F.M. Varela-Feria. ФТТ 47, 5, 860 (2005).
2. B.K. Kardashev, B.I. Smirnov, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martinez-Fernandez, F.M. Varela-Feria. Mat. Sci. Eng. A 442, 444 (2006).
3. Б.К. Кардашев, Т.С. Орлова, Б.И. Смирнов, T.E. Wilkes, K.T. Faber. ФТТ 51, 12, 2320 (2009).
4. M.A. Bautista, A.R. de Arellano-Lopez, J. Martnez-Fernandez, A. Bravo-Leon, J.M. Lopez-Cepero. Int. J. Refractiry Met. and Hard Mater. 27, 431 (2009).
5. Б.И.Смирнов, Ю.А.Буренков, Б.К.Кардашев, D.Singh, K.C.Goretta, A.R. de Arellano-Lopez. ФТТ 43, 2010 (2001).

УДК 539.374

НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ НА СТАДИИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Mg

Шибков А. А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия
shibkov@tsu.tmb.ru

Алюминий-магниевые сплавы, обладающие сочетанием высокой прочности, свариваемости, коррозионной стойкости и низкой плотности, нашли применение в авиационной технике, судостроении, автомобильном и химическом машиностроении. Однако эти сплавы демонстрируют неустойчивую деформацию, связанную с локализацией пластического течения в статических и распространяющихся полосах деформации, которые, с одной стороны, ухудшают качество поверхности промышленных изделий, а с другой – снижают пластичность сплавов системы Al–Mg [1, 2]. Последнее непосредственно связано с влиянием полос деформации на механизмы разрушения. В условиях проявления прерывистой деформации сплавы Al–Mg демонстрируют, как правило, вязкое разрушение. Теория вязкого разрушения, однако, не учитывает локализацию деформации в макроскопических полосах деформации, распространяющихся или статических, а основана на представлении о зарождении деформационных и/или диффузионных пор, их коалесценции и слиянии в магистральную трещину [3].

Прерывистую деформацию различают на эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ), который выражается в появлении скачков разгрузки на кривых деформирования в жесткой испытательной машине и эффект Савара-Массона – появление ступеней деформации на кривых нагружения в мягкой деформационной машине [4]. При «жестком» режиме нагружения, когда растяжение происходит с постоянной скоростью $\dot{\varepsilon}_0 = \text{const}$, в центральной области образца накапливаются полосы деформации и разрушение происходит, как правило, по статической полосе деформации ПЛШ [1, 2]. Ключевая роль полос макролокализованной деформации, самосогласованных по схеме «креста» на стадии образования шейки перед разрывом была недавно выявлена в [5] на некоторых сплавах, не демонстрирующих прерывистую деформацию при «жестком» режиме растяжения. В условиях проявления эффекта Савара-Массона статических полос не наблюдается, с течением времени полосы делокализуются, так как представляют собой расширяющиеся шейки [6] и механизм разрушения в этом случае должен существенно отличаться от механизма разрушения сплава, проявляющего эффект ПЛШ. Таким образом, механизмы вязкого разрушения металлов и сплавов, демонстрирующих прерывистое течение в настоящее время неизвестны. Исследование природы вязкого разрушения материалов с учетом локализации деформации в статических и распространяющихся полосах деформации представляет в настоящее время актуальную проблему.

В докладе представлены результаты исследования с помощью скоростной видеосъемки процесса развития макрополос локализованной деформации на стадии предразрушения при растяжении алюминий-магниевого сплава АМг6 с различной исходной микроструктурой. Образцы вырезались из холоднокатаного листа сплава АМг6. Исследовали сплав с преципитатной микроструктурой, полученной искусственным старением в температурном интервале $T_{an} = 240$–270 °C и сплав с рекристал-

лизованной зеренной структурой, полученной отжигом выше температуры ограниченной растворимости $T_{sv} \approx 275$ °C.

Установлено, что в сплаве АМг6 с преципитатной микроструктурой, предвестником макроразрушения является первичная полоса локализованного сдвига, распространяющаяся со скоростью вершины ~ 1 м/с – триггер развития последнего скачка деформации амплитудой до ~ 10 %: магистральная трещина проходит по полосе локализованного сдвига, несмотря на сложную динамику деформационных полос и образование шейки. Предложен механизм разрушения, состоящий в том, что в результате динамического взаимодействия полосы локализованного сдвига с преципитатами вблизи последних образуются субмикротрещины, которые подрастают при последующем взаимодействии с распространяющимися полосами деформации Савара-Массона и сливаются в магистральную трещину.

В сплаве АМг6 с рекристаллизованной зеренной структурой связь между динамикой деформационных полос и магистральной трещиной носит более сложный характер. Для исследования влияния количества полос деформации, прошедших через будущую поверхность разрушения, рабочая часть образца условно разделялась на 20 эквидистантных параллельных сечений с координатами x_i, подчитывалось количество границ полос N, пересекающих каждое сечение и строилась гистограмма $N(x_i)$. Затем строили корреляционную диаграмму $x(t)$ – временную зависимость координаты x границы распространяющейся полосы относительно позиции зарождения первичной полосы. Основные особенности пространственно-временной картины полос деформации и разрушения в сплаве АМг6 со структурой собирательной рекристаллизации состоят в том, что позиция магистральной трещины: 1) всегда совпадает с минимальным сечением шейки образца; 2) находится в области максимума гистограммы полос $N(x_i)$; 3) никогда не совпадает с позицией первичной полосы-триггера, с которой начинается последний скачок деформации. Таким образом, в исследованной области температур отжига 277–450 °C магистральная трещина проходит через сечение, наиболее интенсивно «обработанного» полосами деформации. Важно подчеркнуть, что резкое изменение характера корреляции между полосами деформации и магистральной трещиной происходит в узком интервале температур отжига, около 10 °C в окрестности температуры сольвус 275 °C.

Более детальный анализ данных высокоскоростной съемки показывает, что развитие последнего скачка деформации в отожженных сплавах АМг6 и АМг3 начинается с зарождения от ребра кристалла первичной полосы деформации обычно в средней части образца. Скорость вершины полосы составляет 1–1.5 м/с, а максимальная скорость бокового роста – около 10 см/с. Через 10-20 мс после момента зарождения скорость расширения полосы начинает падать и через 100 мс она составляет не более 1мм/с. Затем каждая граница расширяющейся полосы в разные моменты времени генерирует вторичные полосы, которые расширяются подобным образом, порождая новые полосы и т.д. В результате эволюция неустойчивой деформации описывается бифуркационным «деревом», характерным для нелинейных динамических систем. Далее наступает этап собственно образования шейки: поступательное распространение полосы сменяется на осциллирующее движение, когда полоса раскачивается в угловом секторе $\approx 55^{\circ}$–110° относительно оси растяжения при неподвижном «центре тяжести» полосы. Ширина полосы в ходе осцилляции остается приблизительно постоянной около 1–1.5 мм, соизмеримой с толщиной образца (d = 1.2 мм). Характерный период колебаний полосы составляет ~ 10 мс; обычно наблюдается 3-4 осцилляций до начала развития магистральной трещины. Таким образом, данные скоростной съемки показывают, что разрыв образца происходит в результате развития каскада бифуркаций типа вилки, связанного с размножением полос деформации.

С помощью видеосъемки со скоростью 5000 кадр/с установлено, что трещина зарождается в центральной области шейки, где происходит наиболее интенсивная пластическая деформация, и выходит на поверхность образца со средней скоростью около $\upsilon_{cr} \approx 5$ м/с, соизмеримой со скоростью вершины полосы деформации Савара-Массона $\upsilon_t \approx 5$ м/с. Предполагается, что скорость вязкой трещины ограничена скоростью υ_t деформационной полосы, которая подпитывает дислокациями ее вершину. Скорость полосы Савара-Массона $\upsilon_t \sim 10$ м/с, – максимальная скорость пластического фронта, измеренная в экспериментах подобного рода, – является, видимо, предельной скоростью пластической волны в данном материале.

Показано, что при одноосном растяжении сплавов АМг3 и АМг6 в результате развития в нем пространственно-временных неустойчивостей в виде распространяющихся полос макролокализованной деформации формируется сложнонапряженное состояние задолго до формирования шейки перед разрывом. Оно обусловлено суперпозицией монотонно возрастающего одноосного приложенного напряжения $\sigma(t) = \dot{\sigma}_0 t$ и циклического напряжения изгиба, связанного с повторяющимся спонтанным образованием и распространением взаимно сопряженных полос деформации. Установлено, что на стадии предразрушения (на последнем скачке деформации), события смены угла полосы: а) автолокализуются вблизи центрального сечения образца, через которое пройдет магистральная трещина; б) образуют временной ряд, подчиняющийся степенной зависимости количества событий $N \sim \tau^{-m}$, (где $m = 0.7\text{-}1.1$) за время τ до момента разрушения, аналогичной закону Омори для мелких землетрясений – предвестников землетрясений большой магнитуды.

По совокупности различных признаков, известных из литературы [7], с ростом приложенного напряжения скачкообразная составляющая деформации, связанная с динамикой деформационных полос, проявляет тенденцию к хаосу: «бифуркационное дерево», описывающее каскадное размножение полос Савара-Массона, уширение спектра мощности нестационарной пластической деформации, двухямный фазовый портрет последних скачков, амплитудой около ~ 10 % и т.д. С позиции нелинейной динамики вязкое разрушение сплава Al-Mg с рекристаллизованной структурой можно рассматривать как самоорганизацию в нелинейной неравновесной системе, находящейся в состоянии детерминированного хаоса.

Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 годы, контракт № П2321.

Список литературы

1. Halim H., Wilkinson D.S., Niewczas M. // Acta Mater. 2007. V. 55. p. 4151-4160
2. Spencer K., Corbin S.F., Lloyd D.J. // Mater. Sci. Eng.: 2002. V. A 325. № 1-2. P. 394-404.
3. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
4. Белл Дж. Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Ч.2. М.: Наука. 1984. 432 с.
5. Панин В.Е., Деревягина Л.С., Дерюгин Е.Е. и др. // Физ. мезомех. 2003. Т. 6. № 6. С. 97-106.
6. Шибков А.А., Золотов А.Е. // Письма в ЖЭТФ. 2009. Т. 90. № 5. С. 412-417.
7. Мун Ф. Хаотические колебания. М.: Мир. 1990. 310 с.

УДК 539.37:537.221

САМООРГАНИЗУЮЩАЯСЯ КРИТИЧНОСТЬ В ДИСЛОКАЦИОННОЙ ДИНАМИКЕ И МНОЖЕСТВЕННОМ РАЗРУШЕНИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЛЬДА

Шибков А. А., Желтов М. А., Золотов А. Е.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
shibkov@tsu.tmb.ru

В работах [1, 2] установлено, что деформирование льда сопровождается генерированием дискретных импульсов потенциала φ нестационарного электрического поля вблизи поверхности образца – сигнала электромагнитной эмиссии (ЭМЭ). Показано, что сигнал ЭМЭ представляет собой суперпозицию «элементарных» сигналов – импульсов I и II типа, отображающих динамику различных процессов структурной релаксации на мезоскопическом уровне – дислокационных скоплений и трещин. Обнаруженная в [1] корреляция между кривой деформации $\varepsilon(t)$ и первообразной сигнала ЭМЭ I типа $\psi(t)$ свидетельствует о том, что кривая нагружения имеет ступенчатый характер, причем каждая ступенька обусловлена эволюцией отдельной полосы скольжения. Таким образом, сигналы I типа содержат информацию о неустойчивой динамике формирования структуры льда на мезоскопическом уровне и могут быть полезным инструментом статистической обработки дислокационной мезодинамики.

На рис. 1 представлены типичные гистограммы амплитуд импульсов I типа на различных стадиях деформирования с постоянной начальной скоростью роста напряжения $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$ (5 кПа/с). При сравнительно небольших степенях деформации (до $\varepsilon \approx 2\%$) наблюдается обычно колоколообразная гистограмма в форме, близкой к гауссовой (рис. 1*а*), а с ростом деформации ($\varepsilon \geq 3$ %) наблюдается тенденция изменения формы гистограммы к гиперболической. Из рис. 1*б* видно, что в области больших степеней деформации $6 < \varepsilon < 9\% \approx \delta_p$ (где δ_p – предельная деформация), функция распределения $D(s)$ нормированных амплитуд электрических сигналов I типа в двойных логарифмических координатах имеет вид линейной зависимости (см. вставку на рис. 1*б*) с тангенсом угла наклона, равным 1.16. Это означает, что функция распределения подчиняется степенному закону является, как известно, признаком состояния самоорганизующейся критичности (СОК) [3]. Для СОК свойственно наличие большого количества метастабильных состояний и, следовательно, широкого спектра времен релаксации, а также отсутствие выделенного масштаба, т.е. статистическая динамика системы, во-первых, является существенно неравновесной, во-вторых, определяются участием лавин различных масштабных уровней, а радиус корреляции лавин охватывает всю систему (или ее макроскопическую часть). СОК во временном отклике системы (сигнале ЭМЭ) отражает динамику формирования масштабно-инвариантной (фрактальной) гетерогенной структуры дефектов кристалла [4].

Таким образом, статистический анализ массива импульсов ЭМЭ I типа показывает, что с ростом деформации статистика скачков, связанных с зарождением полос скольжения или «простреливанием» дислокационных скоплений, постепенно эволюционирует от хаотической, с почти гауссовым распределением скачков-лавин, к «критической», со степенным законом распределения, что свидетельствует о возникновении дальнодействующих корреляций дислокационной мезодинамики

деформируемого поликристаллического льда. В этом контексте, анализ электромагнитного отклика позволил выявить эволюционный переход «беспорядок-порядок», отображающий: а) переход от хаотического деформационного поведения к скоррелированному во времени, б) переход от хаотического расположения дислокационных скоплений к самоорганизующейся пространственной фрактальной структуре, охватывающей макроскопическую часть образца (или весь образец) и в этом смысле отображает переход дислокационной динамики с мезоскопического на макроскопический структурный уровень.

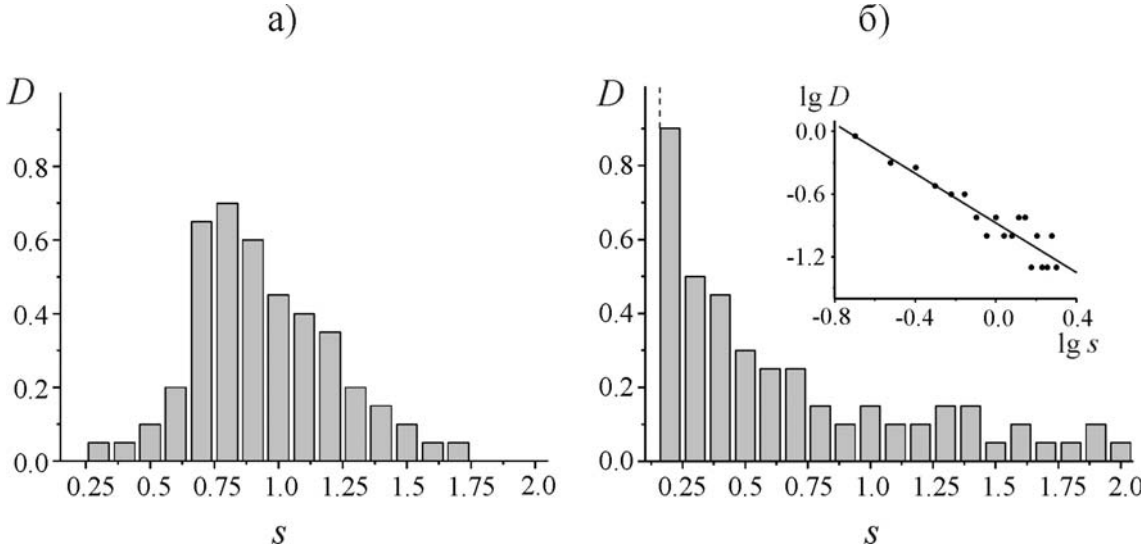


Рис. 1. Плотность распределения $D(s)$ нормированных амплитуд импульсов ЭМЭ I типа на разных стадиях деформирования при 250 К поликристаллического льда: *а* – ε <2 %, *б* – 6< ε <9 %. Здесь $D(s) = N^{-1}\delta N / \delta s$, $s = \varphi_m / \overline{\varphi}_m$ – нормированная амплитуда. Скорость нагружения $\dot{\sigma}_0 = 5$ кПа/с. Штриховой линией отмечена чувствительность измерения сигнала (20 мкВ).

В качестве важного примера рассмотрим также свойства сигнала ЭМЭ, генерируемого в ходе спонтанного и лавинообразного множественного разрушения, которое зарегистрировано незадолго (около 30 с) до развития магистральной трещины в образце крупнозернистого льда. Статистические функции распределения нормированных амплитуд s импульсов и пауз T между импульсами описываются степенными зависимостями: $D(s) \sim s^{-\tau}$ и $D(T) \sim T^{-\alpha}$ с показателями степени $\tau = 1.437$ и $\alpha = 0.423$. Степенное распределение амплитуд с показателем степени $\tau \approx 1$, как известно, характерно для землетрясений (закон Гуттенберга–Рихтера [5]) и является парадигмой (точнее одним из признаков) СОК. К другим признакам относится фликкер-шумовая структура сигнала и пространственно-временная фрактальность системы в состоянии СОК. Согласно [5], спектр мощности $S_p(f)$ связан с функцией распределения времени релаксации $D(T)$ следующим соотношением: $S_p(f) = \int^{1/f} TD(T)dT$, поэтому степенной закон распределения времен релаксации приводит к спектру *1/f*:

$$S_p(f) \sim f^{-\beta} = f^{-2+\alpha}. \qquad (1)$$

Наилучшая линейная аппроксимация спектра мощности сигнала ЭМЭ в двойных логарифмических координата дает $\beta = 1.46$, что близко значению $\beta = 1.57$ из формулы (1), если в нее подставить экспериментальное значение $\alpha = 0.423$ из анализа функции распределения пауз T между импульсами ЭМЭ.

По основным признакам СОК рассматриваемый сигнал ЭМЭ представляет собой отображение на одну степень свободы динамической диссипативной системы, спонтанно эволюционирующей в состояние самоорганизующейся критичности. Согласно видеонаблюдениям, этому сигналу соответствует лавинообразный процесс зарождения и распространения большого количества несоприкасающихся трещин размером от ~ 0.3 мм до ~ 5 мм (расположенных, в основном, по границам зерен, реже – пересекающих объем зерна), образующих сложную пространственную структуру в виде сетки. Такой процесс можно рассматривать как «микроземлетрясение» ледяного образца не только по внешним признакам, но и по таким же (как при обычных землетрясениях) степенным зависимостям амплитуд событий и пауз между ними. «Временной скейлинг» или временное самоподобие достигает трех порядков величины и ограничен снизу «минимальным временем релаксации» $T_{min} \sim 0.3$ мс, а сверху – $T_{max} \sim 0.3$ с; а «амплитудный скейлинг» сигнала – два порядка ($\varphi_m \approx 0.04$ мВ...3 мВ). По данным калибровки данный диапазон амплитуд сигналов ЭМЭ II типа соответствует интервалу характерных размеров трещин от ≈ 0.3 мм до ≈ 3 мм, что близко к данным видеонаблюдений. Следует отметить, что средний размер зерна в испытуемом образце поликристаллического льда $\bar{d} = 3$ мм с разбросом $d \approx 1.0…5.0$ мм. Поэтому пространственный скейлинг СОК ограничен снизу минимальным размером зерна или его фрагмента, а сверху – максимальным размером зерна.

Таким образом, обнаруженная впервые самоорганизующаяся критичность: а) в массиве импульсов ЭМЭ I типа свидетельствует о «долговременной», эволюционной самоорганизации (на протяжении всего времени деформирования) дислокационной динамики на уровне полос скольжения (мезоуровень); б) в массиве импульсов ЭМЭ II типа свидетельствует о скоррелированной динамике мезотрещин в основном по границам зерен. СОК в пачке импульсов II типа («кратковременная» самоорганизация пространственной сетки мезотрещин) является признаком приближающейся «катастрофы» – развития магистральной трещины, поэтому сигнал в виде монофрактальной пачки импульсов ЭМЭ II типа, характеризуемой СОК, является наиболее вероятным *электромагнитным предвестником* макроразрушения поликристаллического льда [6]. Результаты полученные в работах [1, 2, 6] составляют физическую основу для разработки методов электромагнитного мониторинга природных объектов, содержащих большие массы льда и снега, склонных к катастрофической динамике (ледники, снежные лавины и т.д.).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 09-02-97540-р_центр-а).

Список литературы

1. Шибков А.А, Желтов М.А., Скворцов В.В., Кольцов Р.Ю., Шуклинов А.В. // Кристаллография. 2005. Т. 50. № 6. С. 1073-1083.
2. Шибков А.А, Кольцов Р.Ю., Желтов М.А. // Кристаллография. 2006. Т. 51. № 1. С. 104-111.
3. Bak P., Tang C., Wiesenfeld K. // Phys. Rev. A. 1988. V. 38. № 1. P. 364.
4. Гиляров В.Л. // ФТТ. 2005. Т. 47. № 5. С. 808.
5. Gutenberg B., Richter C.F. // Ann. di Geophisica. 1956. V. 9. P. 1.
6. Шибков А.А, Казаков А.А. // Кристаллография. 2009. Т. 54. № 2. С. 323-330.

УДК 539.374

ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ОПТИЧЕСКИЙ И АКУСТИЧЕСКИЙ МОНИТОРИНГ ПОЛОС МАКРОЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ АМг6

Шибков А. А., Золотов А. Е., Желтов М. А., Денисов А. А., Скворцов В. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
shibkov@tsu.tmb.ru

Как известно, источниками сигналов акустической эмиссии (АЭ) в кристаллах, деформируемых скольжением, являются нестационарные дислокационные процессы и образование трещин. Необходимым условием дислокационной АЭ является кооперативный характер движения дислокаций, а уровень активности АЭ может рассматриваться как количественная мера для характеризации коллективных аспектов дислокационной динамики [1]. В последнее время в акустических исследованиях неустойчивой деформации наметились два сравнительно новых направления: 1) изучение по сигналу АЭ статистики дислокационных лавин в твердых телах, в основном, на мезоскопическом структурном уровне [2] и 2) исследование методом АЭ прерывистой деформации металлов [3, 4]. Отличительной особенностью настоящей работы является сопоставление данных синхронной регистрации деформационных скачков, сигналов АЭ и скоростной видеосъемки распространяющейся полосы Людерса при нагружении алюминий-магниевого сплва (АМг6) с постоянной скоростью нагружения $\dot{\sigma}_0$ =const.

Поликристаллические образцы сплава АМг6 (Al–5.92 вес.%Mg–0.61 вес.% Mn) размерами 6×3×1.2 мм вырезали из листового проката и деформировали одноосным растяжением при T = 300 К в условиях проявления эффекта Савара–Массона [5], т.е. с постоянной скоростью роста напряжения $\dot{\sigma}_a$ =0.2 МПа/с после часового отжига при 723 К и закалки. Скорость нагружения варьировали в диапазоне $\dot{\sigma}_a$ = 0.1-2.0 МПа/с. Акустический датчик, выполненный на основе титаната бария, укреплялся через слой масла на нижней лопатке образца, связанной с базой (станиной испытательной машины). Сигнал датчика АЭ усиливался широкополосным высокоомным предусилителем (полоса пропускания
1– 10^6 Гц), оцифровывался с помощью аналого-цифрового преобразователя и подавался на компьютер. Синхронно с регистрацией сигнала АЭ и записью скачков деформации поверхность деформируемого образца видеофильмировалась цифровой камерой со скоростью съемки 500 кадр/с. Обработка изображений состояла в вычитании с помощью компьютерной программы последовательных во времени изображений. При такой методике обработки изображений выделяются контуры только движущихся объектов – распространяющихся полос деформации [5].

Первым проявлением неоднородной деформации в сплаве АМг6 с рекристаллизованной зеренной структурой, как обнаружено, является распространение полосы Людерса. Эволюция полосы Людерса состоит из двух физически различных стадий: докритической стадии, на которой сравнительно медленно, со средними скоростями фронта ~ 10-100 мкм/с, растут от источников на ребре кристалла незавершенные полосы (не пересекающие сечение) в форме, близкой к треугольной и закритической, активной фазе роста, которая стартует от внезапного распространения по границе одной из полос узкой (шириной около 40 мкм) деформационной полосы со скоро-

стью вершины ~ 0.3-1 м/с, после чего начинается распространение вдоль образца ветвящегося фронта Людерса.

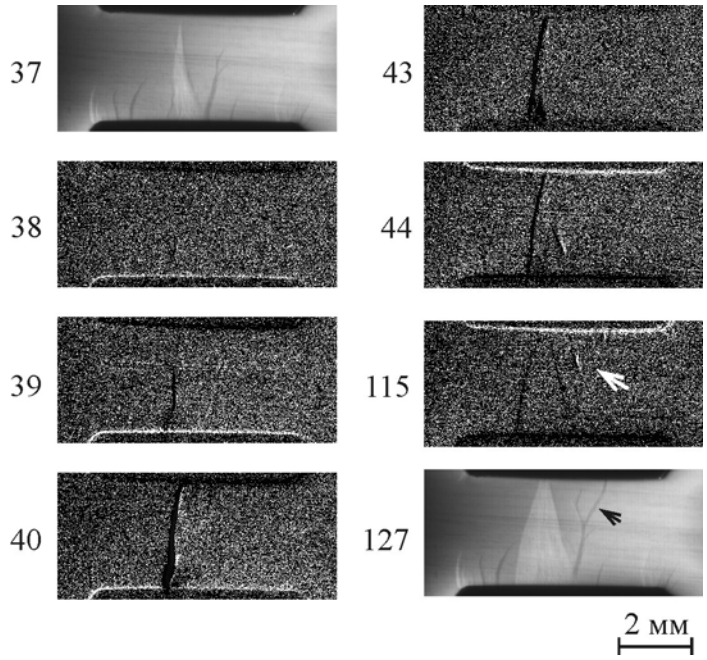


Рис. 1. Закритическая стадия распространения полосы Людерса на фронте первого скачка деформации в рекристаллизованном сплаве АМг6. Стрелками отмечена «правая ветка», эволюция которой вызывает рост сигнала АЭ (см. рис. 2)

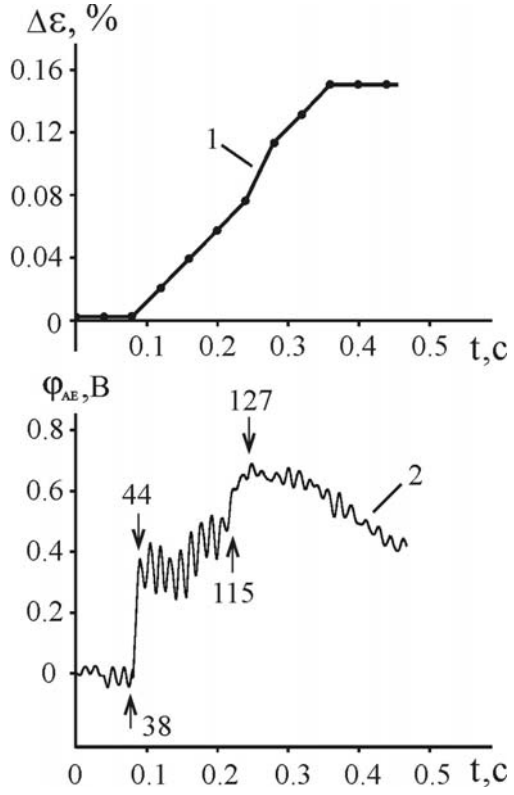


Рис. 2. Первый скачок деформации $\Delta\varepsilon$ (1) и акустический сигнал φ_{AE} (2), связанный с динамикой полосы Людерса, представленной на рис.1. Цифрами отмечены кадры видеофильма на рис. 1

Стадия докритического роста полосы Людерса происходит монотонно на мезо- и макроуровне. Она не сопровождается акустическими сигналами и скачками деформации (по крайней мере их величина не превышает чувствительность соответствующих каналов измерения: 50 мкВ для канала АЭ и ~ 1 мкм для датчика смещения). Стадия закритического роста сопровождается всегда резким скачком деформации, амплитудой ~ 0.3–3 %. Как показывают акустические измерения, этой стадии соответствует всплеск сигнала АЭ высокой амплитуды, причем момент генерации акустического сигнала и длительность его переднего фронта в точности соответствует зарождению и распространению через все сечение кристалла узкой гетерогенной полосы деформации, отвечающей границе предшествующей полосы (образованной на докритической стадии) [6].

На рис. 1 представлен фрагмент видеофильма, демонстрирующий закритическую стадию распространения полосы Людерса на фронте первого скачка деформации, а на рис. 2 показана форма скачка деформации $\Delta\varepsilon(t)$ (кривая 1) и акустический сигнал $\varphi_{AE}(t)$ (кривая 2). Как видно из рис. 2 в структуре акустического сигнала наблюдаются две ступени амплитудой около 400 мВ и 150 мВ соответственно с длительностью фронта 11 мс и 21 мс. Между этими ступенями наблюдается осциллирующая на частоте около 62 Гц составляющая сигнала АЭ, которая совпадает по данным калибровки с собственной частотой системы машина-образец на данном участке кривой наружения. Сопоставление данных записи сигнала АЭ с данными видеосъемки показывает, что первый скачок акустического сигнала вызван зарождением и распространением с начальной скоростью 0.5 м/с узкой гетерогенной полосы по левой границе «материнской» полосы, выросшей на докритической стадии (кадры 38-44). Второй скачок акустического сигнала вызван распространением небольшой гетерогенной полосы по правой границе материнской полосы, показанной стрелкой на рис. 2 (кадры 115-127).

Таким образом, на основе исследования взаимосвязи сигналов акустической эмиссии с особенностями кинетики деформационных полос, контролируемой с помощью скоростной видеосъемки со скоростью 500 кадр/с установлено, что первый импульс АЭ длительностью ~ 10 мс сигнализирует о зарождении первой полосы локализованной деформации в структуре фронта Людерса у «подножия» первого деформационного скачка и в этом аспекте является акустическим предвестником потери устойчивого деформационного поведения сплава, что может быть использовано для прецизионного измерения первой критической деформации.

Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 годы, контракт № П2321.

Список литературы

1. James D.R., Carpenter S.H. // J. App. Phys. 1971. V. 42. № 12. P. 4685-4697.
2. Miguel M.C., Vespignani A., Zapperi S. et al. // Nature. 2001. V. 410. N. 4. P. 667.
3. Криштал М. М., Хрусталев А. К., Разуваев А. А., Демин И. С. // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 1. С. 28
4. Chmelik F., Klose F.B., Dierke H., et al // Mat. Sci. and Eng. 2007. V. A462. P. 53.
5. Шибков А.А., Кольцов Р.Ю., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Лебедкин М.А. // Известия РАН. Серия физическая. 2006. Т. 70. № 9. С. 1372-1376.
6. Шибков А.А., Золотов А.Е. // Кристаллография. 2010 (в печати).

УДК 539.374

ЭЛЕКТРОМАГНИТНАЯ ЭМИССИЯ, ВЫЗВАННАЯ ПРЕРЫВИСТОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ АЛЮМИНИЙ–МАГНИЕВОГО СПЛАВА В УСЛОВИЯХ ОЛЕДЕНЕНИЯ

Шибков А. А., Золотов А. Е., Желтов М. А., Денисов А. А., Скворцов В. В., Выжанов Е. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
shibkov@tsu.tmb.ru

Известно, что пластическая деформация и разрушение льда сопровождается генерированием сигнала электромагнитной эмиссии (ЭМЭ) [1-3]. При определенных условиях явление ЭМЭ демонстрируют и металлические сплавы, проявляющие прерывистое течение [4]. Изучение этого явления в ходе скачкообразной деформации металлов в условиях оледенения ранее не проводилось. Цель работы состояла в обнаружении и изучении собственного электромагнитного излучения при неустойчивом пластическом течении и разрушении сплава Al–Mg, покрытого слоем льда.

Плоские образцы сплава АМг3, покрытые тонким слоем льда (толщиной 0.2 мм), деформировали одноосным растяжением с постоянной скоростью роста напряжения в мягкой деформационной машине. Потенциал нестационарного электрического поля (сигнал ЭМЭ) измеряли с помощью плоского емкостного зонда, установленного параллельно поверхности льда. Противоположная относительно зонда поверхность образца со слоем льда видеофильмировалась в ходе нагружения. Установлено, что каждый скачок деформации сплава АМг3 сопровождается генерированием характерного сигнала ЭМЭ амплитудой ~0.3-3 мВ (рис. 1).

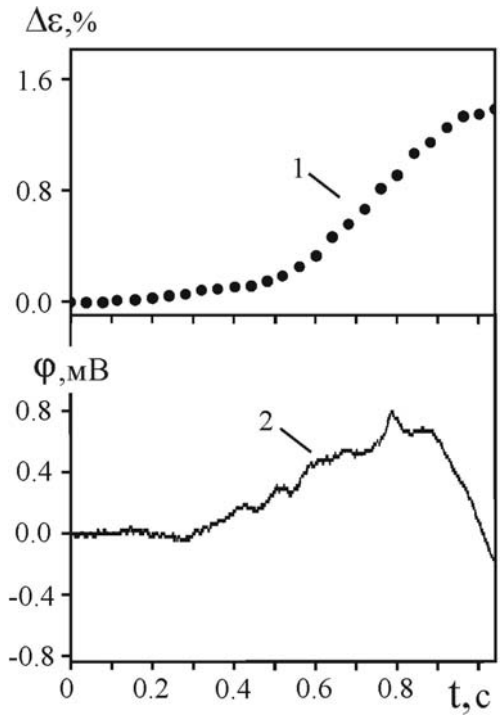


Рис. 1. Форма фронта типичного скачка пластической деформации сплава АМг3 (1) и соответствующий сигнал ЭМЭ (2)

Контрольные эксперименты без ледяной корки на поверхности металла показали, что амплитуда электрического сигнала на фронте скачков деформации находится в пределах от 30 до 100 мкВ. Поэтому зарегистрированные импульсы ЭМЭ связаны с процессами разделения зарядов в ледяной корке. Причиной электризации льда при механическом нагружении может быть движение заряженных дислокаций, зарождение и распространение электрически активных трещин, перемещение двойного электрического слоя вблизи контакта лед-металл, а также процесс отслаивания и трения в контакте. Поэтому следует ожидать связь механоэлектрических явлений в ледяном слое с динамикой полос деформации на поверхности металла. Действительно, фронт импульса ЭМЭ, генерируемого в ходе скачка деформации, содержит временные нерегулярности в виде ступенек (рис. 1.), количество которых совпадает с количеством распространяющихся полос деформации.

Синхронная с измерением акустического сигнала видеосъемка поверхности показала, что для первых скачков пластической деформации амплитудой ~1% типичное значение времени распространения полос деформации ≈70–100 мс совпадает с характерными временными нерегулярностями на фронте импульса ЭМЭ. Слой льда не теряет прозрачности, поэтому электрические сигналы не связаны с образованием трещин, а обусловлены скорее движением заряженных дислокаций и динамикой двойного электрического слоя вблизи контакта лед-металл. Для скачков деформации амплитудой 1.5-3 % типично образование в ледяном слое трещин нормального отрыва, распространяющихся перпендикулярно оси растяжения, а для скачков деформации амплитудой более 3–4 % характерно отслаивание фрагментов ледяного слоя от поверхности, деформируемой металлической подложки [5].

Таким образом, разработана методика исследования неустойчивой пластической деформации металлов в условиях оледенения, а также регистрации и измерения собственного электромагнитного излучения в ходе деформирования. Установлено, что сплав, демонстрирующий ступенчатую кривую нагружения, в условиях оледенения генерируют характерные сигналы электромагнитной эмиссии на фронте каждого скачка пластической деформации. Обнаружено, что электромагнитные сигналы возникают одновременно с распространением полос макролокализованной деформации вдоль поверхности контакта лед-металл и обусловлены движением заряженных дислокаций во льде, образованием трещин и эффектами отслаивания льда от металлической подложки. Полученные результаты могут найти применение для разработки бесконтактных методов электромагнитного мониторинга нагруженных узлов металлических конструкций в условиях оледенения.

Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 годы, контракт № П2321.

Список литературы

1. Шибков А.А, Желтов М.А., Скворцов В.В., Кольцов Р.Ю., Шуклинов А.В. // Кристаллография. 2005. Т. 50. № 6. С. 1073-1083.
2. Шибков А.А, Кольцов Р.Ю., Желтов М.А. // Кристаллография. 2006. Т. 51. № 1. С. 104-111.
3. Шибков А.А, Казаков А.А. // Кристаллография. 2009. Т. 54. № 2. С. 323-330.
4. Schmitter E. // Phys. Lett. 2007. V. A368. P. 320-323.
5. Шибков А.А., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Желтов М.А., Назаров С.В. // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 10. С. 16-20.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ И ПАЛЛАДИЯ

Федоров В. А.[1], Яковлев А. В.[1], Черемисина Ю. В.[1], Тарасова И. Д.[2]

[1]Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
feodorov@tsu.tmb.ru.
[2]Центр коллективного пользования научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов».

В течение последнего десятилетия идут интенсивные исследования нового класса аморфных материалов - так называемых объемных аморфных материалов [1]. Их особенность состоит в том, что они, во-первых, легко аморфизируются, то есть затвердевают в аморфном состоянии, при малых скоростях охлаждения расплава. Во-вторых, температура стеклования этих сплавов существенно ниже температуры их кристаллизации, поэтому они имеют широкую область переохлажденной жидкости до начала кристаллизации. Такие материалы можно получать в виде объемных аморфных заготовок. В переохлажденном жидком состоянии они показывают очень низкую вязкость и хорошую деформируемость [2]. В этом смысле объемные аморфные заготовки можно вполне рассматривать в качестве нового типа конструкционных и функциональных материалов. Они имеют, как правило, сложный химический состав и состоят не менее чем из четырех компонентов. Ведутся исследования по изучению влияния термической и деформационной обработки на механические свойства массивных металлических стекол. Металлические стекла (МС) находятся в структурно-неравновесном состоянии, и протекающие в них процессы структурной релаксации существенно меняют многие физические свойства материала, в том числе и пластические характеристики [3]. Много данных получено о структуре и свойствах ленточных металлических стекол, а данных о структуре и свойствах массивных МС сравнительно немного, так как они получены недавно. В рамках указанных проблем, комплексное исследование закономерностей эволюции структуры и механических свойств, объемных МС, подвергнутых термической обработке является актуальным направлением прикладных и фундаментальных исследований.

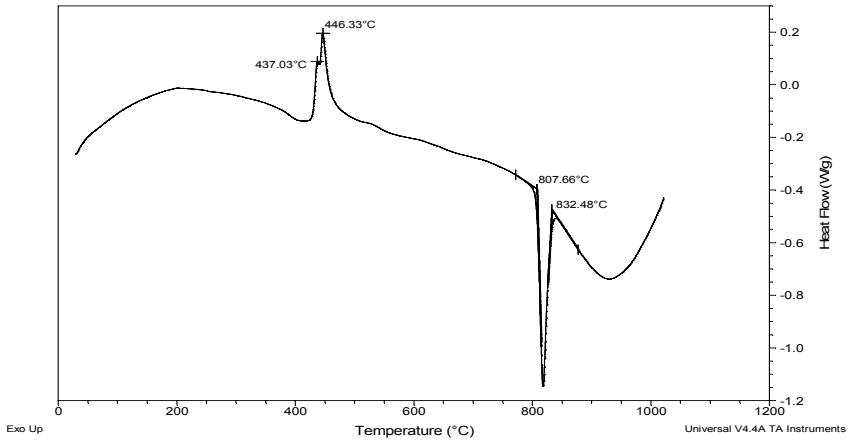
В работе исследованы объемные МС на основе циркония, полученных методом вакуумной индукционной плавки в условиях левитации. Объектами исследования служили образцы размером 2x2,5x2 мм системы Zr–Ti–Cu–Ni–Al (52,5% Zr). В экспериментах использовали также МС на основе палладия системы Pd–Cu–Ni–P (40% Pd).

Термическую стабильность объемных МС исследовали методами дифференциальной сканирующей калориметрии, дилатометрии. Измерения тепловых свойств МС проводили на совмещенном ТГА/ДСК/ДТА анализаторе SDT Q600 при скорости нагрева 20 град/мин. Для дилатометрических исследований использовали дилатометр DIL 402 C/4/G, скорость нагрева при дилатометрических измерениях составляла 10 град/мин. Дилатометрические и калориметрические измерения проводили в атмосфере аргона.

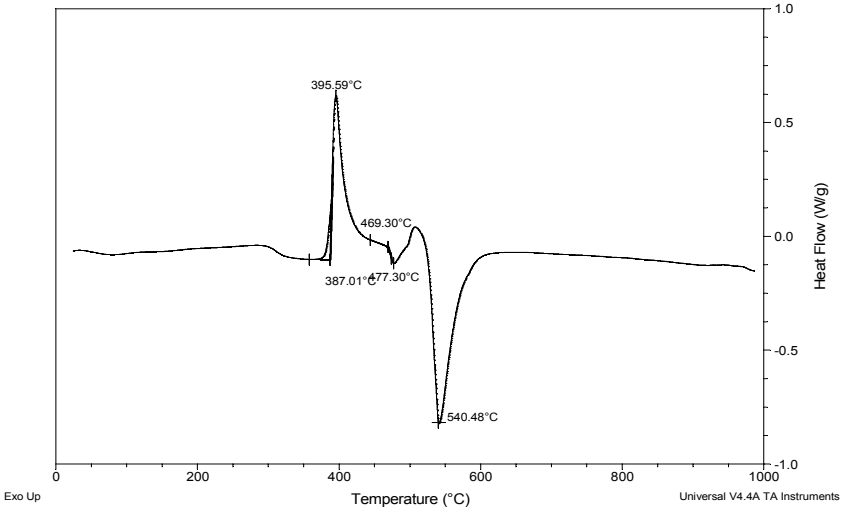
На рис. 1 представлены калориметрические кривые объемных металлических стекол на основе циркония и палладия, снятые при скорости нагрева 20 град/мин в потоке аргона 100 мл/мин. Измерения тепловых свойств МС проводились на совмещенном ТГА/ДСК/ДТА анализаторе SDT Q600.

На термограммах присутствуют пики, свидетельствующие об экзотермических фазовых превращениях. Вид кривых ДСК сплавов является типичным для кристаллизации металлических стекол. У сплавов имеются также и эндотермические тепловые эффекты. Как видно из рисунка в зависимости от состава на ДСК кривых спла-

вов наблюдаются различной ширины кристаллизационные пики. У сплава на основе палладия кристаллизационный пик узкий и состоит из одного максимума. Температура кристаллизации равна 395,59°С. Для сплава на основе палладия определена также температура плавления равная 540,48°С. На термограмме металлического стекла на основе циркония присутствует более широкий экзотермический максимум, состоящий как минимум из двух перекрывающихся максимумов. Температуры максимумов этих двух субпиков составляют 437,03°С, 446,33°С. Двойной кристаллизационный пик обусловлен двустадийной кристаллизацией. Второй пик связан с кристаллизацией без изменения состава с последующим кристаллическим полиморфным превращением. Как известно, при определенной температуре цирконий переходит от α фазы к β фазе. Этот переход и наблюдается на ДСК кривой далее в виде эндотермического пика, температура которого 820°С. После нагрева в калориметре образцы были покрыты слоем окисла.



а)



б)

Рис. 1. Термограммы массивных металлических стекол на: *а*) основе циркония, *б*) основе палладия.

В том же температурном интервале были проведены дилатометрические измерения. Дилатометрическая кривая, снятая при скорости нагрева 10 град/мин, приведена на рис. 2. Как видно из рисунка кристаллизация аморфного образца происходит в две стадии. Объемный эффект, соответствующий второй стадии превращения, больше объемного эффекта на первой стадии. Следует отметить, что вторая стадия превращения на дилатометрической кривой соответствует второй стадии превращения на калориметрической кривой, а наблюдаемая разница в температурах обусловлена разной скоростью нагрева, связанной с конструкционными особенностями ди-

латометра. Полный объемный эффект кристаллизации составляет около 2 %, что является типичной величиной для кристаллизации металлических стекол [4]. При дальнейшем нагреве с образцом происходят незначительные изменения. В частности, полиморфное превращение на калориметрической кривой соответствует полиморфному превращению дилатометрической кривой.

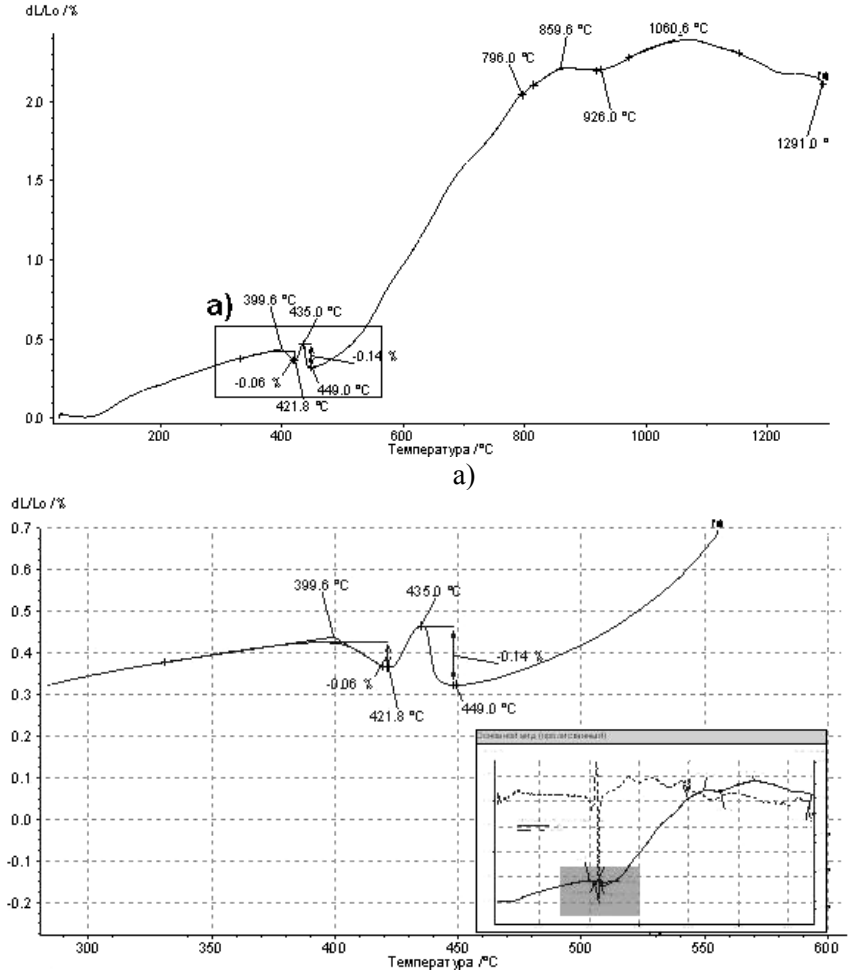


Рис. 2. Дилатометрическая кривая при скорости нагрева 10 град/мин.

Исследования проведены с использованием оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов».

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №09-01-97514 р_центр_а)

Список литературы

1. Ковнеристый Ю.К. Объемно-аморфизующиеся металлические сплавы. М.: Наука, 1999. 80 с.
2. Глезер А. М., Пермякова И. Е., Громов В. Е., Коваленко В. В. Механическое поведение аморфных сплавов. Новокузнецк. 2006. с 416.
3. A. E. Berlev, OP Bobrov, K. Csach, V. L. Kaverin, V. A. Khonik, K. Kitagawa, J. Miskuf, A. Yurikova. Nonisotermal creep of bulk $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}$ metallic glass // J. Appl. Phys. 2002. V. 92. P. 5898-5903.
4. Золотухин И.В. Физические свойства аморфных металлических материалов. – М.: Металлургия, 1986. – с176.

УДК 537.9

МОРФОЛОГИЯ И СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТЕЙ ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ, ФОРМИРУЮЩАЯСЯ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ МЕТАЛЛАМИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ

Карыев Л. Г. [1], Кочергина Ю. А.[2], Федоров В. А.[2], Третьяков И. А.[2]

[1] Ямало-Ненецкий филиал Тюменского государственного нефтегазового университета jukova_knp@mail.ru

[2]Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Исследования любых сложных процессов проводят обычно на наиболее простых в структурном отношении и достаточно хорошо изученных материалах, так называемых модельных. К ним относятся ионные кристаллы. Исследование свойств ионных кристаллов в электрических полях ведется на протяжении многих лет. Однако интерес к этим материалам как модели диэлектрика с ионной связью не ослабевает, т. к. дальнейшие перспективы практического применения материалов на основе ионных и суперионных проводников определяются глубиной понимания природы формирования физико-химических свойств, выявлением закономерностей изменения последних в кристаллических соединениях, нахождением возможности их целенаправленного модифицирования. Изменение физических свойств кристаллических тел под действием различных факторов, в частности, влияние электрических полей и термообработки на поверхность и структуру кристалла, легирование кристаллов примесями являются весьма актуальными проблемами физики твердого тела. Основной аспект этих проблем, имеющий большое практическое значение, – создание материалов с улучшенными и новыми свойствами [1].

Под влиянием электрического поля и одновременного нагрева происходит образование поверхностных малоразмерных структур в ЩГК. В работах [2–3] было показано, что одновременное воздействие нагрева и электрического поля на щелочногалоидные кристаллы приводит к изменениям состояния поверхности скола. Одним из важных факторов, обуславливающих эти изменения, является накопление заряда в областях образца, прилегающих к электродам.

Цель данной работы – исследовать влияние легирования металлами при воздействии электрического поля и одновременного нагрева на свойства ионных кристаллов, а также изучить морфологию поверхностей, подвергавшихся комплексному воздействию.

Исследовали образцы NaCl, LiF размером 20×8×(2–3)мм, которые выкалывались из крупных кристаллов по плоскостям спайности. В образцах искусственно зарождали трещину по плоскости (100) длиной ≈ 15 мм , в которую вводили металлическую фольгу из алюминия, свинца или сплава на основе Fe (73,5%) толщиной ≈ 20 мкм, перекрывающую ≈ 20 % поверхности трещины от вершины, а также проволоку из золота диаметром ≈ 30 мкм. Затем образец помещался между электродами с напряжением 400 В, электрическое поле было ориентировано нормально к плоскости (100). Комплекс «кристалл-металл» помещался в печь, где осуществлялся его нагрев до 873 К со скоростью 200 К/ч. После чего образец в течение часа выдерживали при заданной температуре и напряжении между электродами 400 В. Сила тока при этом составляла 10-20 мА. Охлаждали образцы со скоростью 50 К/ч вместе с печью. Напряжение на образце и температуру контролировали прибором «Н 307/2».

После охлаждения в образцах NaCl наблюдали трещины по плоскости (010). Растрескивание кристалла происходило в области нахождения фольги. На поверхностях, образующихся при растрескивании обнаружены множественные ступени скола.

Появление трещин связано с тем, что размеры радиусов ионов металла, которым легируется кристалл, меньше, чем радиус ионов Na. В результате диффузии под действием электрического поля и одновременного нагрева происходит замещение ионов Na, что приводит к возникновению растягивающих напряжений вследствие смещения ионов Cl.

При исследовании поверхности искусственно зарождённой трещины (100) [4] кристаллов NaCl в областях, удаленных на 2–3 мм от металла, были обнаружены поры, поверхности которых содержат наслоения, соответствующие кубической структуре.

Средний размер пор 30–70 мкм. Наблюдается преимущественное расположение в направлении 45^{o} к ориентации силовых линий прикладываемого электрического поля [5]. Кроме того, обнаружена некоторая самоорганизация пор в виде сот.

При изучении структуры новообразований после травления были обнаружены дислокации на поверхности «дна» пор. При исследовании скола, перпендикулярного плоскости искусственно введённой трещины, внутрикристаллических образований не обнаружено.

Появление поверхностных пор связано, вероятнее всего, с перемещением дислокаций на поверхность трещины под действием нагрева и электрического поля [6]. В местах наибольшего скопления дислокаций происходит их объединение, и как следствие коагуляция приповерхностных областей ионного кристалла. Воздействие металлических внедрений на процесс образования пор, вероятно, носит лишь косвенный характер.

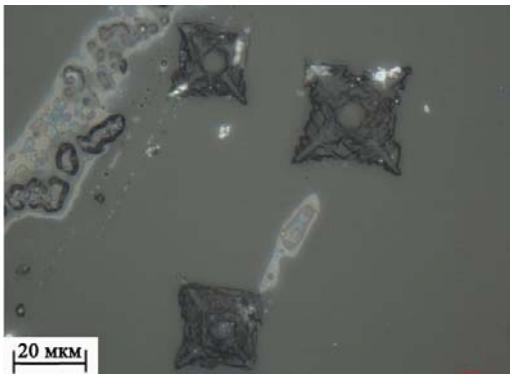


Рис. 1. Поверхности скола (100) кристалла LiF с «антидендритами».

В образцах LiF [7] (при выдерживании их при температуре 893 К и напряжении 400 В в течение часа) наблюдали образование «антидендритов» (рис.1), трёхмерных объёмных сложнокристаллических образований, уходящих вглубь кристалла. Это связано с локальным разогревом приповерхностных областей в ходе эксперимента и миграцией ионов под действием электрического поля вглубь образца.

Выводы

При диффузии атомов металлов в ионных кристаллах под действием электрического поля и одновременного нагрева происходит их растрескивание, что связано с диффузией микрочастиц металла в кристалл.

Кроме того, обнаружено появление поверхностных пор, что связано с увеличением плотности дислокаций, выходящих на поверхность в результате комплексного воздействия тепла и электричества; дендритная кристаллизация, образование «антидендритов», связанное с локальным разогревом приповерхностных областей в ходе эксперимента и миграцией ионов под действием электрического поля вглубь образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №09-01-97514 р_центр_а)

Список литературы

1. Кочергина Ю.А., Федоров В.А., Карыев Л.Г. Образование поверхностных малоразмерных структур в ЩГК при термоэлектрическом воздействии // Вестн. Тамб. ун-та. Сер. Естеств. и техн. науки. Тамбов, 2008. Т. 13. Вып. 1. С. 65-66.
2. Федоров В.А., Карыев Л.Г., Иванов В.П., Николюкин А.М. Поведение поверхностей сколов щелочно-галоидных кристаллов в электрическом поле при одновременном нагреве. ФТТ, 1996, т.38, №2, с.664-666.
3. Федоров В.А.. Карыев Л.Г., Мексичев О.А. Влияние теплоэлектрического воздействия на состояние поверхностей ЩГК. Механизмы деформации и разрушения перспективных материалов. Сб. тр. XXXV сем. "Актуальные проблемы прочности". Псков, 1999, с.280-283.
4. Федоров В.А.. Карыев Л.Г., Мексичев О.А. Аккумуляция электрического заряда у поверхности ионных кристаллов при нагреве в электрическом поле. Физика и химия обработки материалов 2002, №5,с.87-89.
5. Кочергина Ю.А., Федоров В.А., Карыев Л.Г., Зайцев С.А. Поверхностные образования в ионных кристаллах под действием тепловых и электрических полей // Сборник тезисов докладов “Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий (МНТ–X)”. Обнинск 16-19 июня 2009. С 49.
6. Кочергина Ю.А., Карыев Л.Г., Федоров В.А. Дефектообразование в ионных кристаллах при их легировании под действием тепловых и электрических полей // Вестник Тамбовского Университета. Сер. Естественные и технические науки. Т. 14. Вып. 1.Тамбов, 2009. С 221-222.
7. Кочергина Ю.А., Зайцев С.А. Образование поверхностных малоразмерных структур в ионных кристаллах под действием тепловых и электрических полей // Сб. материалов Всерос. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых по физике. Владивосток, 27-29 апр. 2009 г. Владивосток, 2009. С. 45-46.

ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ОТ ВРЕМЕНИ ВОЗДЕЙСТВИЕ ПОТОКА β-ЧАСТИЦ.

©Новиков Г. В., Чиванов А. В., Федоров В. А., Ковалева М. Г.

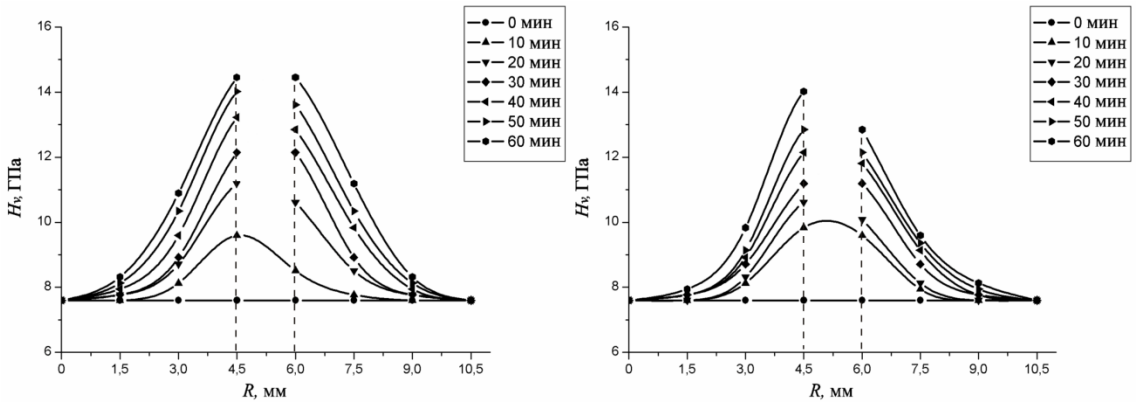
Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

В настоящее время большое внимание уделяется всестороннему изучению новых классов материалов – аморфных и нанокристаллических сплавов. Уникальное сочетание высоких магнитных, электрических, механических и др. свойств делает перспективным применение металлических стекол во многих отраслях промышленности.

Металлические стекла - это материалы с высокой прочностью и коррозионной стойкостью, с высокой прочностью и износостойкостью. Применение этих сплавов, в том числе, на основе кобальта и железа позволяет повышать эффективность современных устройств, работающих на высоких частотах, и способствует миниатюризации электронного и электрического оборудования.

Цель работы: установить влияние низкоэнергетического β- облучения с энергией квантов 75 кэВ на изменение механических свойств тонких лент аморфных и нанокристаллических сплавов, путем измерения микротвердости, а также на морфологические особенности их поверхностей.

В результате воздействия сфокусированного потока β- частиц с поверхностью аморфных сплавов наблюдался разогрев поверхности. Исследования показали, что микротвердость всех образцов монотонно увеличивается по мере приближения к области воздействия пучка (рис. 1).

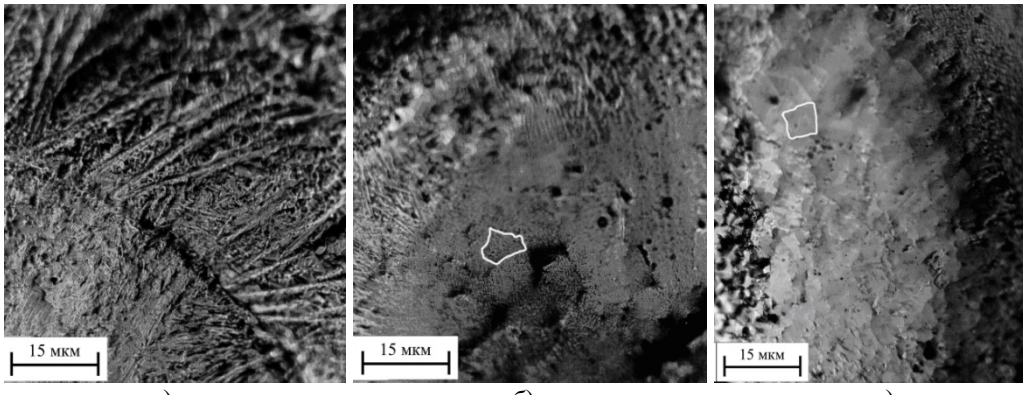


а) *б*)

Рис. 1. Изменение микротвердости тонких лент в зависимости от времени облучения: *а*) аморфного сплава; *б*) нанокристаллического сплава. На графиках штрихпунктирными линиями обозначено место образования кратера в зоне воздействия потока β- частиц. Каждая точка на графике соответствует усредненным данным по 5 образцам.

Увеличение микротвердости, является следствием совместного действия низкоэнергетических β- частиц и нагрева, возникающего при взаимодействии электронов с поверхностью металлических сплавов, и связано с образованием различного рода дефектов в зоне воздействия, таких как зерна, границы зерен, а также со структурными превращениями в сплавах, например рост микрокристаллов на поверхности сплава.

В работе наблюдали зеренную и дендритную кристаллизацию поверхности в нанокристаллическом сплаве на основе Fe на контактной и зеренный тип кристаллизации у аморфного сплава на основе Co с контактной стороны. Обнаружен рост микрокристаллов, которые образовывались в зоне действия сфокусированного пучка β-частиц.



а) *б*) *в*)

Рис. 2. Дендритный и зеренный типы кристаллизации на контактной стороне, при облучении в течение 30 минут: *а*, *б* –аморфный сплав, *в* – нанокристаллический. Светлым контуром выделено зерно характерного размера.

На поверхности сплавов в результате воздействия сфокусированного пучка электронов наблюдали образование пленки.

Объяснить появление которой можно следующим: под совокупным действием нагрева и β- частиц происходит процесс перераспределения атомов в зоне воздействия пучка. Причем на аморфном сплаве образование пленки более выражено, нежели на нанокристаллическом. Размеры участка поверхности покрытого пленкой, зависит от времени облучения и от выбора сплава.

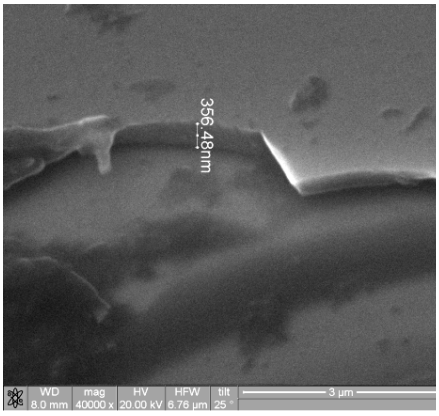


Рис. 2. Оценка толщины пленки посредством программного пакета для растрового микроскопа.

Данные табл.1 свидетельствуют о диффузии атомов O, Mg и Ca из объема сплава в поверхностный слой и поэтому можно предполагать, что пленка представляет собой оксидное соединение Mg или Ca.

Исследование образцов на растровом микроскопе, показало, что толщина пленки колеблется в пределах ~ 0,1 ÷ 0,35 мкм.

Спектральный анализ образцов показал, что весовой состав аморфного сплава изменяется (см. табл. 1.) Оценивая изменение процентно-весового состава элементов из таблицы, можем говорить о возможных процессах перераспределения атомов поверхности сплава за счет восходящей диффузии.

Таблица 1. 1) Процентно-весовой состав пленки; 2) Процентно-весовой состав необлученного образца; Δ- изменение процентно-весового состава; $E_{суб}$ – энергия сублимации атомов; R – радиус атомов.

Элемент	O	Mg	Si	Ca	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
1)	5,29	3,66	7,70	1,23	1,63	2,15	4,06	69,60	4,68
2)	1,75	0,64	8,85	0,16	1,78	2,15	4,33	75,25	5,03
Δ	3,54	3,02	-1,15	1,07	-0,15	0,00	-0,27	-5,65	-0,41
$E_{суб}$,эВ	-	1,59	3,91	1,82	3,68	3,15	4,15	4,38	4,41
R, пм	60	160	132	197	130	135	126	125	124

Установлены морфологические особенности макрокартин деформирования и разрушения ленточных образцов аморфных и нанокристаллических сплавов, подвергнутых воздействию β- частиц, в зависимости от величины прикладываемой нагрузки и времени облучения. По характеру морфологических особенностей, можно судить о температуре в зонах индентирования [1]. Исследование макрокартин деформирования и разрушения аморфных и нанокристаллических сплавов позволяет судить о температурах нагрева и протекающих превращений в тех или иных областях, в силу их подобия картинам разрушения и деформирования, полученных при регламентированном печном отжиге [2]. Посредством спектрального анализа получены результаты о различном химическом составе поверхности после β-облучения.

Часть исследований проведены с использованием оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов».

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №09-01-97514 р_центр_а)

1. Капустин А.Н., Федоров В.А., Яковлев А.В. Действие нагрева и лазерного излучения на эволюцию механических свойств металлических стекол // Перспективные материалы. – 2007.– Т. 2 – С. 333–337.

2. Пермякова И.Е. Эволюция механических свойств и особенности кристаллизации металлического стекла системы Co-Fe-Cr-Si подвергнутого термической обработке: дис. … канд. физ.-мат. наук / Белгород. – 2004. – 138 с.

ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ УФ ИЗЛУЧЕНИЯ

Федоров В. А., Чемеркина М. В., Кириллов Р. А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Исследования влияния УФ излучения на движение скользящих дислокаций проводили на ионных монокристаллах LiF, NaCl, с количественным содержанием примесей от 10^{-3} до 10^{-2} вес.%. Образцы с размерами 10x10x2 мм выкалывали по плоскостям спайности {100} из крупных блоков.

Дислокационные «розетки» на поверхностях кристаллов LiF, NaCl выявляли химическим травлением после воздействия индентором (пирамида Виккерса) на микротвердомере ПМТ – 3. Время воздействия: 1, 3, 5, 20, 40 и 60 минут. Величины нагрузок 10, 20, 40 граммов.

Для облучения образцов использовали ртутно-кварцевую лампу ПРК-2, дающую УФ излучение в интервале длин волн 250-350 нм. Инфракрасная часть спектра излучения лампы отсекалась водяным фильтром. Поглощенная доза D определялась УФ-радиометром “ТКА-ПКМ”/12.

Установлено, что в кристаллах без облучения длина лучей в «розетках» не зависит от времени действия нагрузки, но зависит от величины нагрузки. При малых временах совместного воздействия (3-4 мин) длины лучей, состоящие из краевых дислокаций, возрастают в сравнении с длиной лучей в необлучаемых кристаллах на ~25-30%. Эффект наиболее заметен при малых нагрузках (~10 г). В лучах, содержащих винтовые дислокации, время воздействия для максимального проявления эффекта заметно больше (~20 мин) и подрастание длины лучей составляет (~10-15%).

При дальнейшем увеличении времени совместного воздействия нагрузки и УФ облучения происходит постепенное сокращение длин лучей до размеров соответствующих длинам лучей в кристаллах индентируемых без УФ облучения.

Следует отметить, что длина лучей дислокационных розеток определяется величиной пробега дислокаций, входящих в дислокационный луч. Воздействие УФ облучения фактически влияет на длину пробегов дислокаций, что отражается в изменении длин дислокационных лучей.

Таким образом, установлено, что в ионных кристаллах величины пробегов дислокаций в лучах дислокационных «розеток», генерированных индентором Виккерса, имеют максимум при небольших временах нагружения и одновременного УФ облучения. По мере увеличения времени воздействия на кристалл, фиксируемые величины пробегов уменьшаются и становятся сопоставимыми с величинами пробегов, дислокаций при нагружении без облучения. Наблюдаемый максимум наиболее выражен для краевых дислокаций как по величине, так и по степени его локализации.

УДК 621.735.2

ЛАЗЕРНОЕ ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ТИТАНА

Морозова Е. А., Муратов В. С.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия
muratov@sstu.smr.ru

Режимные параметры лазерного поверхностного легирования (ЛПЛ) поверхности титана такими легирующими элементами, как никель, железо, хром, марганец, медь, устанавливались экспериментальным путем, исходя из условий обеспечения состояния оплавления и образования ванны расплава (верхний предел скорости лазерного излучения) и получения поверхности с относительно хорошим качеством (нижний предел скорости излучения).

При легировании поверхности титана никелем (толщина покрытия составляла 10 мкм) диапазон изменения скорости лазерной обработки, отвечающий указанным требованиям, при мощности излучения $P \approx 220$ Вт составлял от 1,66 до 2,5 мм/с. Эксперименты проведены при следующих значениях скоростей лазерного излучения (ЛИ): 1,66; 2,0 и 2,5 мм/с. При скорости лазерной обработки свыше 2,5 мм/с формирование зоны легирования титана не наблюдалось, что обусловлено малой температурой из-за недостаточности времени теплового воздействия.

На основе результатов ЛПЛ титана никелем можно отметить следующее:

– выявлено, что в процессе ЛПЛ технически чистого титана никелем при различных скоростях ЛИ (1,66; 2,0 и 2,5 мм/с) образуются отличающиеся по структуре и физико-механическим свойствам зоны расплава. Формирование зоны легирования титана никелем при скорости лазерного источника свыше 2,5 мм/с не наблюдается;
– при скорости 1,66 мм/с и P=220 Вт наблюдается формирование на поверхности расплавленной прослойки, характеризующейся повышенной концентрацией титана, обедненным содержанием никеля, пониженным значением микротвердости и неоднородностью структуры. Увеличение скорости до 2,0 мм/с уменьшает эффект образования указанной прослойки, и при этом образуется грубозернистая структура с глубиной зоны оплавления до 170 мкм;
– при скорости 2,5 мм/с и прочих равных условиях формируется мелкодисперсная структура квазиэвтектоида с улучшенными физико-механическими свойствами. Такая структура является результатом большой скорости охлаждения и определенного концентрационного состава по никелю расплавленной ванны. При указанной скорости перемещения лазерного луча для пары взаимодействующих материалов "титановая матрица + никель" создаются рациональные условия, при которых происходит образование оптимальной структуры с максимальным значением микротвердости.

Исследование структуры и свойств поверхностного слоя при лазерном легировании титановой подложки железом производилось при P = 630 Вт и скоростях ЛИ 0,5 и 1,66 мм/с. При мощности лазерного излучения P = 220 Вт и указанных скоростях перемещения лазерного луча формирование зоны легирования не наблюдается, что обусловлено физическими свойствами материала легирующего элемента: высокой температурой плавления железа, большим коэффициентом отражения и т.д. Как показали микроструктурные исследования, при указанных режимных параметрах ЛИ во всех микрообъемах происходит полное растворение железа.

Полученные результаты по лазерному поверхностному легированию железом титановой матрицы, позволяют отметить следующее:

- при малом значении плотности мощности q = 45 Вт/мм^2 (P = 220 Вт) формирования зоны лазерного легирования не наблюдается, что обусловлено физическими свойствами материала легирующего элемента. В связи с этим была увеличена плотность мощности до 130 Вт/мм^2 (P = 630 Вт, ∅ пятна – 2,5 мм), где образуется ванна расплава;
- железнение титана при облучении лазером с мощностью 630 Вт при скорости $V_л$ = 0,5 мм/с неэффективно из-за высокого значения температуры в эпицентре лазерного воздействия, где происходит образование структур перегрева, что, в свою очередь, ведет к снижению значений микротвердости и получению неравномерной по сечению зоны оплавления структуры. Периферийная область характеризуется эвтектоидной структурой с повышенным значением микротвердости;
- при скорости $V_л$ = 1,66 мм/с формируется мелкодисперсная структура квазиэвтектоида с достаточно высокими значениями микротвердости. Образование такой равновесной структуры, очевидно, способствует обеспечению наилучших механических характеристик.

Лазерное поверхностное легирование титана хромом осуществлялось при том же значении мощности P = 630 Вт, что и при легировании железом. Скорости ЛИ составляли 0,5; 1,66 и 2,0 мм/с. Формирования области расплава при P = 220 Вт не наблюдается, так как хром, так же, как и железо, относится к элементам, имеющим высокую температуру плавления и большой коэффициент отражения.

Анализ и сопоставление структур и свойств поверхностей, подверженных ЛПЛ хромом для трех рассматриваемых скоростей 0,5; 1,66 и 2,0 мм/с, позволяют отметить следующее. Для минимальной рассматриваемой скорости характерным является образование неоднородной структуры перегрева с низкими значениями микротвердости в центральной области расплава. Увеличение скорости ЛИ до 1,66 мм/с приводит к выравниванию однотипности структуры с достаточно высокими значениями микротвердости. Однако наличие микротрещин в процессе быстрого остывания слоев указывает на низкие характеристики пластичности. При дальнейшем увеличении скорости ЛИ до 2,0 мм/с наблюдается получение структур более однородного состава с высокими значениями микротвердости, что является результатом мартенситного превращения $\beta \rightarrow \alpha''$.

Формирование ванны расплава при ЛПЛ титана марганцем наблюдается при малой мощности воздействия P = 220 Вт (диаметр пятна пучка лазерного луча 2,5 мм). Скорость лазерного источника изменялась в диапазоне 0,5–1,66 мм/с.

Образование зоны лазерного легирования при ЛПЛ титана марганцем наблюдается при малом значении плотности мощности, что обусловлено теплофизическими параметрами наносимого покрытия. Выявлено, что при ЛПЛ титана марганцем при различных скоростях ЛИ образуются несколько отличающиеся по структуре и соответственно по физико-механическим свойствам зоны расплава с удовлетворительными характеристиками прочности и пластичности, что является следствием образования мартенситной α''-фазы в результате $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha''$ превращений. Как указывают полученные результаты, формирование довольно однородной мелкозернистой структуры со значениями микротвердости в пределах 8000–8200 МПа наблюдается при скорости перемещения лазерного луча $V_л$=1,66 мм/с.

Медь среди других рассматриваемых элементов имеет самую низкую температуру плавления и максимальный коэффициент отражения. Формирование зоны лазерного легирования наблюдается при воздействии лазерного источника с P = 160 Вт, диаметре пятна 2,5 мм, скорость перемещения луча по поверхности изменялась в диапазоне от 1,66 до 3,33 мм/с.

Глубина зоны оплавления, определяемая металлографически и по данным рентгеноспектрального анализа, при одинаковых скоростных режимах уменьшается по мере возрастания толщины наносимого покрытия. При скорости прохода лазерного луча 1,66 мм/с процентное содержание меди максимально при наибольшей толщине покрытия. Однако при данном режиме в локальном объеме образуется сплав с микротвердостью лишь 5500 МПа. Максимальное значение микротвердости поверхностного слоя при данной скорости достигается при толщине покрытия 10 мкм и составляет 6300 МПа.

Установлено, что следы меди находятся в связанном состоянии в интерметаллидных соединениях типа Ti_mCu_n. На рентгенограмме, снятой с поверхности образца, подвергнутого ЛПЛ, имеются отражения от интерметаллидов $TiCu_3$, TiCu, Ti_2Cu, Ti_3Cu. Кроме того, наблюдается весьма интенсивное отражение от линий Cu (111_α и 200_α) и линий α_{Ti} (011). В нижележащих слоях происходит перераспределение в интенсивностях линий, что указывает на изменение фазового состава. Определено, что интерметаллиды Ti_2Cu и Ti_3Cu присутствуют в большом количестве на глубине ~10 мкм, что позволяет описать свойства получаемого покрытия, так как характеристики выявленных интерметаллидов достаточно изучены. Отражения от меди в основном исчезают с глубины 12–15 мкм, а последнее отражение из соединений меди с титаном Ti_3Cu зафиксировано на глубине 30–35 мкм. На глубине более 35 мкм никаких признаков интерметаллидов не обнаружено, а наблюдаются только отражения от линий α_{Ti} (010), (002), (011) и (012). Для данной системы трудно что-либо определенно сказать об образовании интерметаллида TiCu, так как три его наиболее интенсивные линии совпадают по вульф-брэгговскому углу с интенсивными линиями α-фазы титана, меди и соединения $TiCu_3$. По всей вероятности, интерметаллид TiCu присутствует в зоне легирования.

Оптимальным является режим с толщиной медного покрытия 10 мкм и скорости ЛИ $V_л$=2,5 мм/с, что обеспечивает получение наиболее однородной структуры с большим процентом меди и достаточно высокими значениями микротвердости в пределах 7000–7200 МПа.

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ И АНАЛИЗА ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ФАЗ

Скотникова М. А.[1], Алексеев В. М. [2]., Миронова Е. В. [2]

[1] *Санкт-Петербургский институт машиностроения (ЛМЗ-ВТУЗ)*
[2] *ОАО «Красный Октябрь»*

Целью данной работы явилось установление зависимостей между параметрами структуры, химического состава отдельных фаз и механическими свойствами сплавов титана. Материалом для исследования служили образцы из сплава титана типа ВТ-20, полученные в результате деформации в $\beta \div (\alpha+\beta)$ - областях и последующего душирования (ускоренного охлаждения). После этого 8 из 9 образцов подвергались отжигу в течение 5 часов и охлаждению на воздухе. Исследования проводились с применением качественной и количественной металлографии, а так же микрорентгеноспектрального анализа. Применение микровизора μVizo-MET, позволило работать при увеличениях до 3000 крат, благодаря большой глубине резкости.

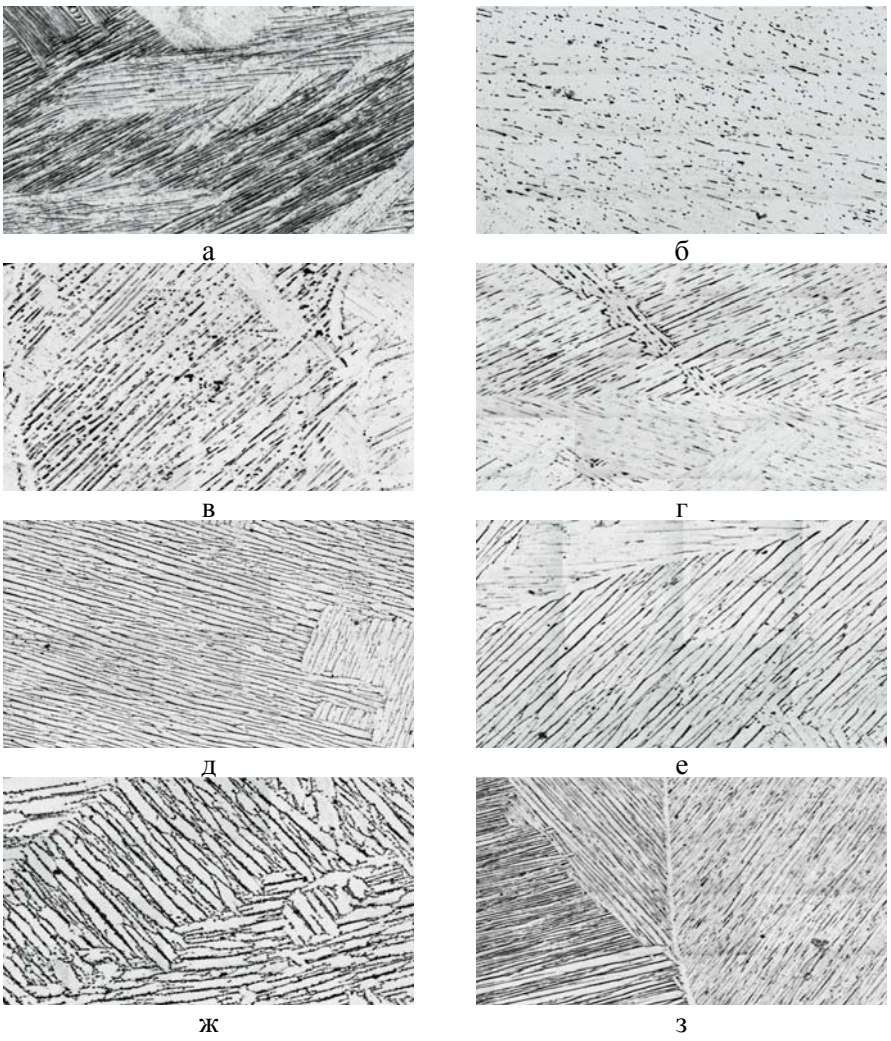


Рис. 1. Панорамные изображения сплава титана как в исходном состоянии (*а*), так и после отжига при температурах 800 °С (*б*); 850 °С (*в*); 880 °С (*г*); 950 °С (*д*); 970 °С (*е*); 1000 °С (*ж*); 1050 °С (*з*).

Применение инвертированного металлургического микроскопа серии IM7000 MEIJI TECHNO с анализатором изображения Thixomet позволило получить количественные характеристики параметров структуры и панорамные изображения размером в несколько десятков полей зрения (рис.1).

Как показали результаты, полученные с помощью микровизора μVizo-MET и анализатора изображения Thixomet, в сплаве оптимальные структурные составляющие были получены после отжига при температуре 800°С.

Анализ полученных результатов (см. табл.1) показал, что при этом достигались максимальная ширина пластин α - фазы (6,66 мкм) и средняя толщина β - прослоек (0,8 мкм) и их дисперсность (155 мм$^{-1}$), а также минимальное содержание β - прослоек (4,3%). Как показали результаты микрорентгеноспектрального анализа (рис.2) в прослойках β - фазы содержалось повышенное количество β - стабилизирующих элементов (например, ванадия 4,3%), Это свидетельствовало о распаде малолегированной β - фазы и увеличении концентрации β - стабилизирующих элементов в оставшихся β - прослойках. Такая β - фаза обладает большой мягкостью, повышает пластические и эксплуатационные свойства.

Известно, что эксплуатационные свойства двухфазных (α + β)- сплавов титана оказываются оптимальными в случае, когда α и β- фазы равнопрочные, т.е. при экс-

плуатации длительное время не происходит локализации пластической деформации в отдельных структурных и фазовых составляющих [1-3].

Таблица 1. Числовые параметры оценки ширины пластин α -азы, толщины прослоек β-фазы, содержания и дисперсности прослоек β-фазы

Образец	Средняя ширина пластин α - фазы, мкм	Средняя толщина β - прослоек, мкм	Средняя дисперсность β - фазы, мм$^{-1}$	Среднее содержание β - фазы, %
Исходный	2,09	0,45	11,94	20
Отжиг 800°С	6,66	0,78	27,93	4,3
Отжиг 800°С	4,07	0,88	23,64	5,2
Отжиг 850°С	3,95	1,06	14,38	8,8
Отжиг 880°С	2,99	0,55	31,57	5,3
Отжиг 950°С	3,64	0,68	8,57	16
Отжиг 970°С	4,35	0,91	8,84	13
Отжиг 1000°С	5,54	0,9	4,52	20
Отжиг 1050°С	1,24	0,47	15,53	26

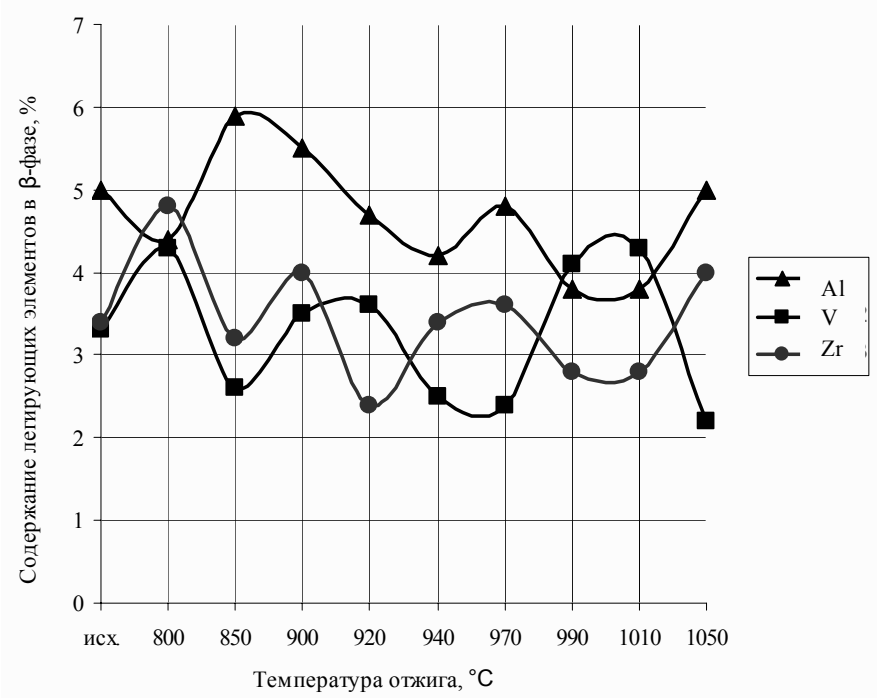


Рис.2. Содержание легирующих элементов в β-фазе в зависимости от температуры отжига

В работе установлен оптимальный температурно-временной интервал термической обработки исследуемого горячедеформированного титанового сплава 800 °С, 5 ч., воздух, соответствующий распаду твердых β - прослоек обогащенных α - стабилизирующими элементами и сохранению мягких прослоек β - фазы обогащенных одноименными β - стабилизирующими легирующими элементами. Формирование оптимальной структуры в титановых сплавах позволило получить при высоких прочностных характеристиках, повышенные значения их вязко-пластических и служебных свойств [4].

Проведенные исследования позволили осуществить повышение качества титановых заготовок, путем создания регламентированной структуры металла с задан-

ными и стабильными физико-механическими свойствами, на основании комплексных исследований температурно-временных особенностей формирования и распада неравновесных твердых растворов.

Предложены наиболее эффективные режимы термической обработки горячедеформированных титановых заготовок, которые позволили существенно повысить комплекс их механических и служебных свойств.

Список литературы

1. M.A. Skotnikova, Ushkov S.S. Decomposition of Nonequilibrium Solid Solutions and Mechanical Properties of Titanium Alloys. Proceeding of the "9th World Conference on Titanium", Saint- Petersburg, Russia, 1999, Science and Technology, 2000, v.1, p.414-421.
2. Скотникова М.А., Паршин А.М. Диаграмма распада и режим термической обработки двухфазных сплавов титана. Металловедение и термическая обработка металлов, 1997, № 7, 31-37.
3. Скотникова М.А., Ушков С.С. Разработка научного принципа выбора окончательной термической обработки двухфазных горячедеформированных полуфабрикатов из сплавов титана // Прогрессивные материалы и технологии, вып.3, ЦНИИ КМ Прометей, 1999, с. 91-98.
4. Скотникова М.А. Изучение структурно- фазовых превращений и свойств, как способ совершенствования технологии производства и термообработки деформированных полуфабрикатов из сплавов титана. MORINTECH–97 The Second International Conference and Exhibition On Marine Intellectual Technologies. Russia, Saint-Petersburg, 1997, v.4, p.251-255.

НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОГЕОМЕТРИЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛИ ПОСЛЕ НАНЕСЕНИЯ РЕГУЛЯРНОГО МИКРОРЕЛЬЕФА

Скотникова М. А., Цветкова Г. В., Цветков С. В., Соколов А. В., Миронова Е. В.

Санкт-Петербургский институт машиностроения (ЛМЗ-ВТУЗ)

Повышение износостойких свойств поверхностей деталей машин после лезвийной обработки надежно достигается с помощью окончательной холодной обработки пластическим деформированием за счет нанесения регулярного микрорельефа (РМР), например, способом вибронакатывания [1]. Повышение качества поверхностных слоев деталей машин является гарантом надежности их работы при эксплуатации.

Материалом для исследования служили цилиндрические заготовки из сплава АМц диаметром 20 мм как в исходном состоянии (после точения), так и после нанесения регулярных микрорельефов в виде касающихся синусоид II типа [1]. Обработки РМР-II-1; РМР-II-2; РМР-II-3 отличались величиной амплитуды синусоиды, которая была равна 0,88; 0,65 и 0,10 мм, соответственно.

Анализ покрытий был произведён с помощью электронной микроскопии, микровизора μVizo®- МЕТ и профилометра Mar Surf XR 20.

На рис.1 и в таблице 1 представлены фотографии, профилограммы микрорельефов и полученные результаты статистической обработка результатов оценки параметров микрогеометрии поверхностей исследованных образцов, как в исходном состоянии рис.1(а,б), так и после нанесения регулярного микрорельефа РМР-II-1, рис.1(в,г); РМР-II-2 рис.1(д,е); РМР-II-3 рис.1(ж,з).

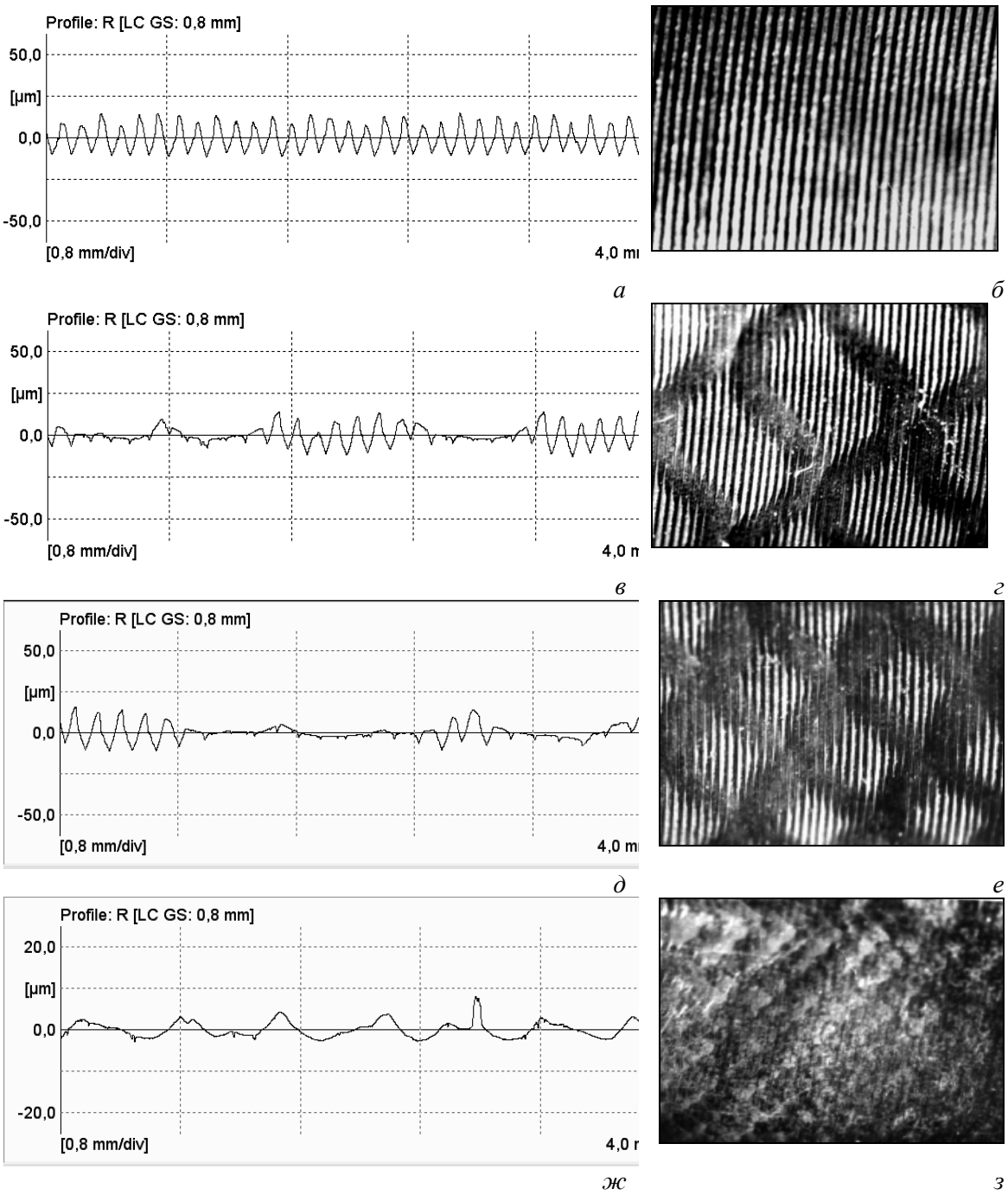


Рис.1. Фотографии (*а,в,д,ж*) и профили (*б,г,е,з*) микрогеометрии поверхностей заготовок из сплава АМц, в исходном состоянии (*а,б*) и после нанесения регулярного микрорельефа в виде касающихся синусоид с величинами амплитуд 0,88 (*в–г*); 0,65 (*д–е*); 0,10 мм (*ж–з*)

Как показали результаты, по сравнению с исходной поверхностью (после точения), вибронакатка любого типа РМР-II изменяла амплитудный спектр профиля по ординате (*Y*); уменьшала шероховатость (*Ra*); увеличивала длину шага (*S*); уменьшала их отношение (*Ra /S*)**.** Оказалось, что только после нанесения оптимального рельефа РМР-II-1 на поверхности образца сформировалось бимодальное распределение ординат (*Y*), то есть, с одинаковой вероятностью возникали новые моды неровностей с ординатой (*Y* = 0,84 мкм) и сохранялись исходные, возникшие после точения (*Y* = 2,56 мкм). Поэтому, в образце РМР-II-1 нарастание опорной длины (и фактической опорной площади) оказалось выше по сравнению с другими регулярными микрорельефами. Вероятно, при эксплуатации поверхности детали с рельефом РМР-II-1, по мере истирания выступов с ординатой 2,56 мкм, далее, закономерно подключа-

лись выступы с ординатой 0,84 мкм, продолжая снижать контактные напряжения на поверхности.

Таблица 1. Результаты оценки микрогеометрии поверхностей исследованных образцов.

№ п/п	Вид обработки	*Y* мкм	*Ra*, мкм	*Rz*, мкм	*S* мкм	$\frac{Ra}{S}$	$\frac{Rz}{S}$	*r*, мкм	*K*
1	исходное (точение)	2,56	3,234	12,08	170,3	0,019	0,010	16	1,75
2	РМР- II-1	2,56 0,84	1,938	9,86	159,7	0,012	0,062	40	0,98
3	РМР- II-2	2,56 0,84 0,52	1,941	10,20	182,5	0,011	0,056	155	0,513
4	РМР- II-3	0,68	0,875	2,61	365,0	0,002	0,007	962	0,104

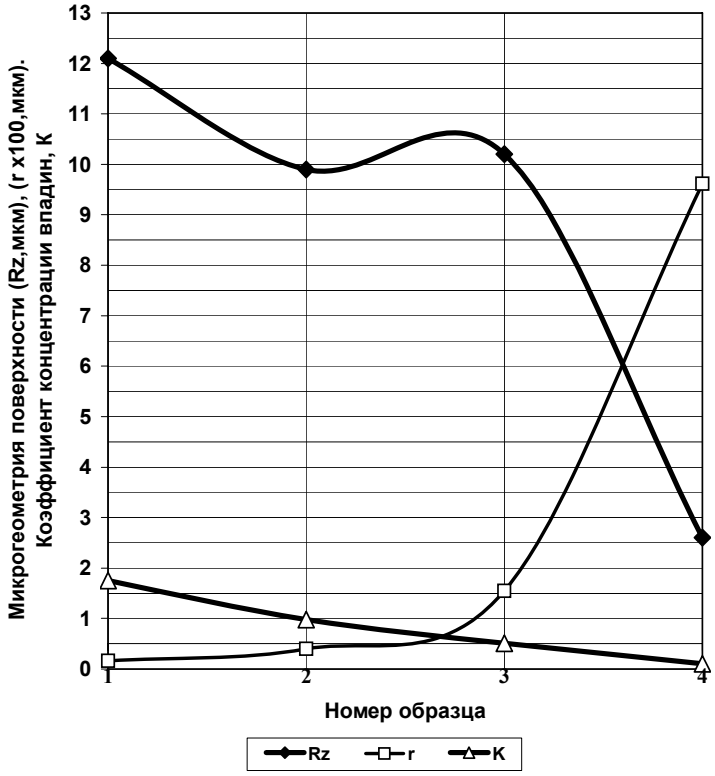


Рис.2. Концентрация напряжений во впадинах в исходном состоянии (1) и после различных видов нанесенного РМР. РМР-II-1 (2); РМР-II-2 (3); РМР-II-(4)

Величина и знак остаточных напряжений вблизи сформированной поверхности изделия тоже является важным параметром, характеризующим качество поверхности. Как было показано ранее, по сравнению с точением, нанесение регулярного микрорельефа усиливает напряжения сжатия вблизи поверхности, и увеличивает глубину их благоприятного воздействия. Можно полагать, что формирование поверхности с регулярной микрогеометрией, приводит и к оптимальному перераспределению внутренних напряжений между отдельными выступами и впадинами [2].

В поверхностном слое детали, имеющем волнообразную шероховатость с амплитудой *R*, периодом *S*, и их отношением *R/S*, происходит перераспределение внутренних напряжений: выступы оказываются недогруженными, а впадины перегруженными. В любой точке поверхности вблизи выступов должно выполняться условие $\sigma \cdot N_i = 0$, где N_i – локальная нормаль к поверхности микрорельефа, которая не совпадает с нормалью к макроповерхности образца *N* и отклонена от нее на угол β. Локальное напряжение, σ_0^i, действующее в выступе, связано следующим соотношением с "макроскопическим напряжением" σ_0, действующим в толще детали:

$$\sigma_0^i (\text{недогр.}) = \sigma_0 \cdot (1 - R/S \cdot \sin 2\pi/S) \cdot \cos^2\beta \,. \qquad (1)$$

В любой точке поверхности во впадине, которые являются концентраторами напряжения, вероятно, должно выполняться соотношение:

$$\sigma_0^i (\text{перегр.}) = \sigma_0 \cdot 2\,(R/r)^{1/2} = \sigma_0 \cdot K, \qquad (2)$$

где K – коэффициент концентрации напряжений в вершинах неровностей во впадинах размером R и радиусом закругления r.

На рис. 2. и в таблице 1 представлены результаты измерений высоты неровностей Rz, радиуса закругления неровностей при впадинах (r) и расчет коэффициентов концентрации напряжений (К). Как показали результаты, в исходном состоянии после точения, впадины оказались сильно перегружены**.** Действующие здесь напряжения в 1,75 раза (K =1,75) превышали средние значения. По мере выглаживания поверхностей и стремления $K \to 0$, перегруженные участки исчезали. Оптимальными оказались образцы с нанесенным регулярным микрорельефом РМР-II-1. В среднем по образцу, бимодальное распределение ординат неровностей и радиусов закругления приводили к отсутствию перенапряжений (K = 0,98). Вероятно, это происходило в результате разгрузки перегруженных микро-впадин поверхности, в результате того, что после нанесения РМР, они уже входили в состав макро-выступов.

Таким образом, можно полагать, что физическая сущность благоприятного влияния обработки поверхностей деталей с помощью нанесения регулярного микрорельефа (РМР), заключается в том, что помимо упрочнения поверхности, (наклепа по дислокационному механизму) и формирования сжимающих остаточных напряжений, происходит разгрузка перегруженных микро-впадин поверхности, сформированных вибронакаткой. Оптимизация параметров микрогеометрии, напряженного состояния, фактической площади контакта и контактных температур, способствуют значительному увеличению сроков эксплуатации деталей машин.

Список литературы

1. Шнейдер Ю.Г. Технология финишной обработки давлением. Справочник. СПб, Политехника, 1998, 414 с.
2. Чистяков А.М., Иванов С.А. Распределение напряжений вблизи волнообразной поверхности и ее влияние на результаты рентгеновской тензометрии // Заводская лаборатория 1987, № 12, с. 41-44.

УДК 539.434

РАЗВИТИЕ УСТАЛОСТНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ ТРЕЩИН ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЕРЕГРУЗОК

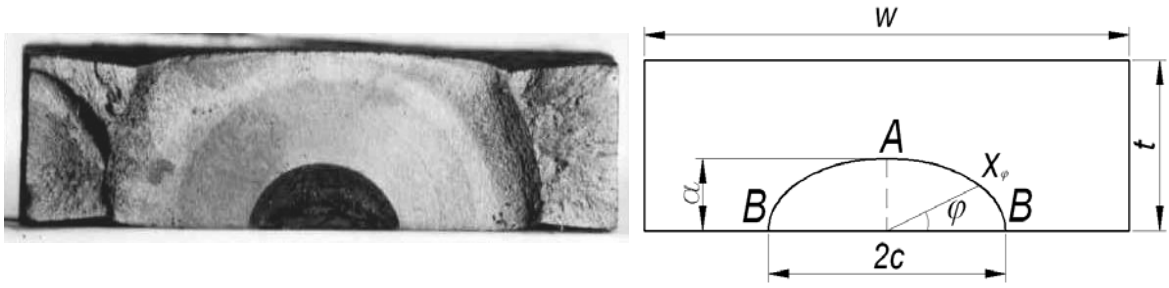
Пидгурский Н. И*, Пидгурский И. Н.**

**Тернопольский национальный технический университет им. И. Пулюя, г. Тернополь, Украина*
***Киевский национальный университет им. Т. Шевченко, г. Киев, Украина*
pidhurskyy@gmail.com

Нестационарные режимы нагружения при эксплуатации машин существенно усложняют формирование математических моделей расчета долговечности элементов конструкций. Так, известно, что однократные или многократные перегрузки растяжением определенного уровня вызывают задержки в развитии усталостных трещин. Много работ посвящено влиянию перегрузок на распространение сквозных трещин, однако практически отсутствуют работы, посвященные исследованию кинетики распространения усталостных поверхностных трещин при нестационарном нагружении [1, 2].

В этой связи проведены усталостные испытания образцов с искусственно инициированными поверхностными трещинами при воздействии на них перегрузок. Об-

разцы сечением 120 × 80 мм^2 изготовлены из низкоуглеродистой стали 09Г2С ($\sigma_т$ = 375 МПа; $\sigma_в$ = 530 МПа; ψ = 63 %). Испытания циклическим растяжением с коэффициентом ассиметрии цикла R = 0,25 проведены на гидропульсаторе ZDM – 100. Излом, демонстрирующий кинетику развития формы усталостной поверхностной трещины представлен на рис. 1, а.



а *б*

Рис.1. Излом (*а*) и расчетная модель (*б*) поверхностной трещины.

Анализ кинетики распространения усталостной трещины (рис. 1,*а*), инициированной надрезом, нанесенным тонкой дисковой фрезой на глубину 2,0–2,5 мм показывает, что при циклическом нагружении трещина на начальном этапе распространяется вглубь образца до достижения определенной энергетически стабильной полуэллиптической формы, соответствующей равенству коэффициентов интенсивности напряжений для всех точек, расположенных по контуру поверхностной трещины [3]. При последующем циклическом нагружении трещина развивается вглубь образца и по его поверхности со стабилизированным отношением длин полуосей a/c = 0,7…0,78 вплоть до a/t = 0,8 (рис. 1, *а*). Расчетная схема поверхностной полуэллиптической трещины представлена на рис. 1, *б*.

Для расчета коэффициентов интенсивности напряжений (КИН), оценивающих напряженное состояние по фронту полуэллиптической трещины (рис. 1, б) используется выражение [4]:

$$K_I = \frac{\sigma_n \sqrt{\pi a}}{E(k)} \cdot F_S\left(\frac{a}{c}; \frac{a}{t}; \frac{c}{b}; \varphi\right), \qquad (1)$$

где σ_n – номинальное напряжение, МПа; $F_S\left(\frac{a}{c}; \frac{a}{t}; \frac{c}{b}; \varphi\right)$ – поправочная функция, учитывающая влияние свободных поверхностей образца, $E(k)$ – эллиптический интеграл второго рода.

Для оценки КИН в характерных точках (А, В) поверхностной трещины, распространяющийся в однородном поле напряжений, используется зависимость Ньюмена-Райю [4]:

$$K_{1,A} = \sigma_n \cdot \sqrt{\pi a}\, \frac{M}{\Phi}; \qquad K_{1,B} = \sigma_n \cdot \sqrt{\pi a}\, \frac{M}{\Phi} \cdot S; \qquad (2)$$

где *M, Ф, S* – функции параметров *a, c, t.*

Данные о развитии усталостной поверхностной трещины после воздействия перегрузок $Q = K_{пер.}/K_{max}$ = 1,5 и 1,67 (где K_{max} – КИН при уровне циклического нагружения σ_n = 0,33 $\sigma_т$ до и после воздействия перегрузки, $K_{пер}$ – КИН при воздействии перегрузки) свидетельствуют о существенном замедлении развития трещины, зависящим от уровня перегрузки и соизмеримым с размером зоны пластичности, образовавшейся после перегрузки. Следует отметить, что воздействие перегрузки Q = 1,67 на трещину глубиной a = 0,3 t привело к замедлению развития трещины $N_{зам.}$ = 92300 циклов, при Q = 1,5 и a = 0,6 t число циклов замедленого развития составило

$N_{зам.}$ = 22200 циклов. Решающее влияние на замедление скорости роста усталостных трещин оказывает уровень остаточных сжимающих напряжений, обусловленных развитием локализованных пластических деформаций при воздействии перегрузки.

Необходимо отметить, что воздействие перегрузки в случае энергетически стабильного контура поверхностной трещины практически не оказывает влияния на изменение ее контура по сравнению с развитием трещины в условиях циклического нагружения, но без воздействия перегрузки. Дальнейшие исследования будут направлены на оценку кинетики развития поверхностных трещин с неустановившимся контуром в условиях нестационарного нагружения.

Полученные результаты уточняют методику расчета долговечности элементов конструкций с поверхностными трещинами при воздействии перегрузок.

Список литературы

1. Song P.S., Shich Y.L. Crack growth and closure behavior of surface crack // Int. J. of Fatigue, 2004. – V.26. – P. 429-436.
2. Морозов Е.М. Расчет критических размеров поверхностных трещин / Е.М. Морозов // Физ.-хим. механика материалов, 2006. – № 1. – С. 128-130.
3. Пидгурский Н. Критерии развития формы усталостных поверхностных трещин в сварных узлах металлоконструкций // Вестник ТГТУ, 2008. –Т.13.- № 3. – С. 35-42.
4. Мураками Ю. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений / Под ред. Ю. Мураками. – М.: Мир, 1990. – Т. 1, Т. 2. – 1016 с.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ Cr–Mn–Ni–Mo–СТАЛИ С АЗОТОМ

Березовская В. В., Шестаков А. И., Егорова В. Ю.

Уральский государственный технический университет-УПИ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия,
bvv@mtf.ustu.ru

Имеющийся в настоящее время опыт показывает, что аустенитные Cr–Mn–Ni–N-стали имеют достаточно высокие механические свойства, технологичны, коррозионностойки и перспективны для различных отраслей промышленности [1]. В работе исследована безуглеродистая сталь 03Х20АГ11Н7М2 с высоким содержанием азота, выплавленная в индукционной печи с использованием азотированного феррохрома. После выплавки и гомогенизации при 1250 °С, 6 ч слитки были прокатаны при 1150-970 °С со степенью обжатия ≤15-20 % за проход с суммарным обжатием 60-80 % на заготовки сечением 12 × 12 мм, которые закаливали после 1-часовой выдержки при 1100 °С в воде. Готовые образцы старили при 500 °С, 2 ч и 800 °С, 3 ч. Изучены механические и коррозионные свойства, а также структура стали как в исходном термообработанном, так и в деформированном состоянии. Механические свойства и параметры испытаний коррозионного растрескивания (КР) в 3,5%-*NaCl*, приведенные в табл. 1, указывают на повышение прочности и склонности к КР после старения при 500 °С.

Таблица 1. Механические свойства и параметры КР* исследованной стали

Режим термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	ψ, %	σ_K, МПа	$\sigma_П$, МПа	$\Delta\sigma/\sigma_K$, %
Закалка от 1100 °С в воде	490	820	49	68	1990	1470	26
Старение при 500 °С, 2ч	540	910	34	67	2100	1300	37

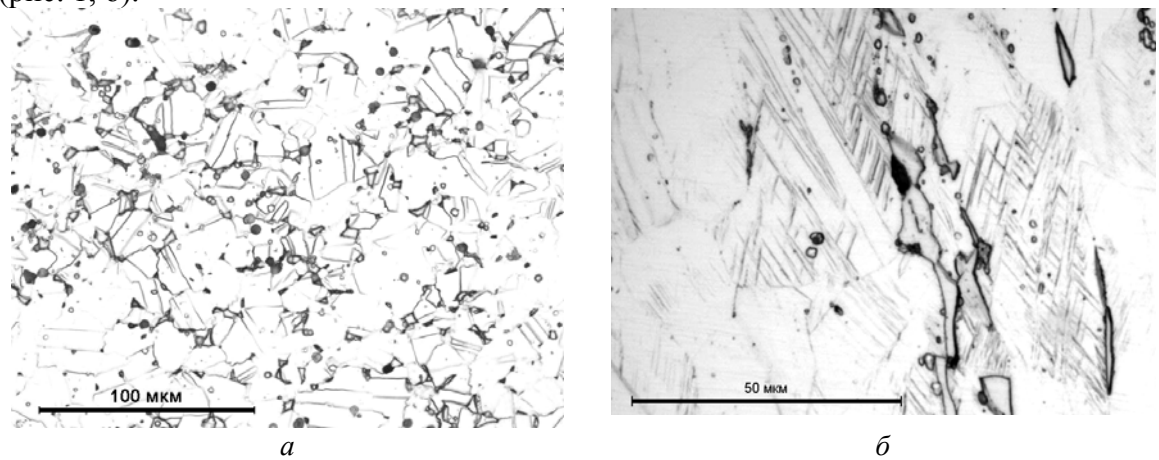
* База испытаний составила 500 ч.

Исследования фазового состава стали 03Х20АГ11Н7М2 проведены на дифрактометре ДРОН-3 в *Co* K_α-излучении. Количество аустенита и мартенсита в исследованных сталях определяли по методу гомологических пар. Показано, что старение не изменило содержания δ-феррита в стали в недеформированном состоянии, а последующая деформация на 25% привела к незначительному уменьшению количества этой фазы (табл. 2).

Таблица 2. Результаты рентгеноструктурного анализа стали 03Х20АГ11Н7М2

Режим термической обработки	Содержание основных фаз, масс. %				Другие фазы
	После ТО		После ТО и деформации		
	γ	δ	γ	δ	
Закалка 1100 °С, 1 ч, вода	91	9	95	6	–
Закалка 1100 °С + 500 °С, 2 ч	90	10	92	8	CrN

Результаты металлографических исследований, приведенные на рис. 1, показали, что структура стали в закаленном состоянии состоит из аустенита с высокой плотностью двойников отжига и размером зерна 20 мкм и небольшого количества δ-феррита (рис. 1, а). Выдержка при 500 °С не вносит видимых изменений в структуру стали, но приводит к повышению прочностных свойств и некоторому снижению пластичности (табл. 1). После деформации стали растяжением на 25% в структуре появились линии и полосы скольжения, расположенные под углом 60° друг к другу (рис. 1, б).



а *б*

Рис. 1. Микроструктура стали 03Х20АГ11Н7М2С: *а* – после закалки от 1100 °С; *б* – после закалки и деформации на 25%.

Электронно-микроскопическими исследованиями фольг показано, что внутри аустенитных зерен закаленного образца наблюдаются двойники отжига. Отдельные дислокации можно увидеть в аустените около частиц δ-феррита, что свидетельствует

о наличии на границе раздела между γ и δ-фазами напряжений, превышающих предел упругости матрицы (рис. 2, а). Наличие матричного контраста в аустените после старения при 500 °С (рис. 2, г), свидетельствует о его гомогенном распаде. На это указывает и микродифракционая картина, расшифровка которой выявила рефлексы нитридной фазы *CrN* (рис. 2, д, е).

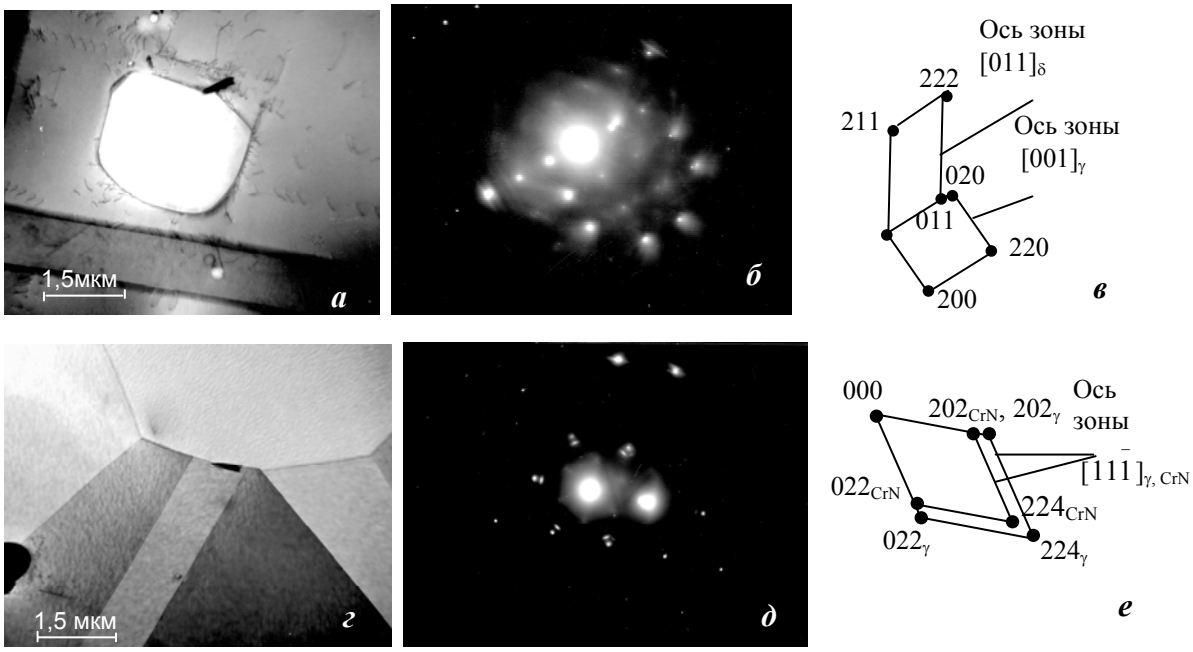


Рис. 2. Структура стали 03Х20АГ11Н7М2С: *а–в* – после закалки от 1100 °С; *г-е* – после старения при 500 °С; а – δ-феррит в аустените; *б, в* – микродифракционная картина и схема индицирования данной структуры; г - гомогенный распад аустенита с образованием CrN; *д,е* – микродифракционная картина и схема индицирования.

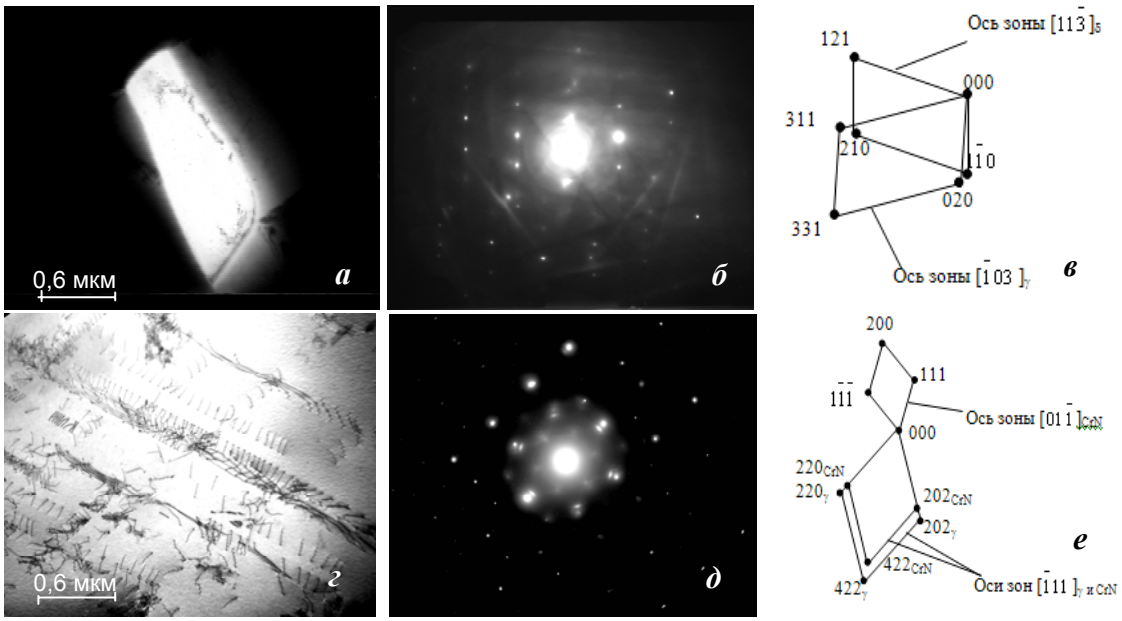
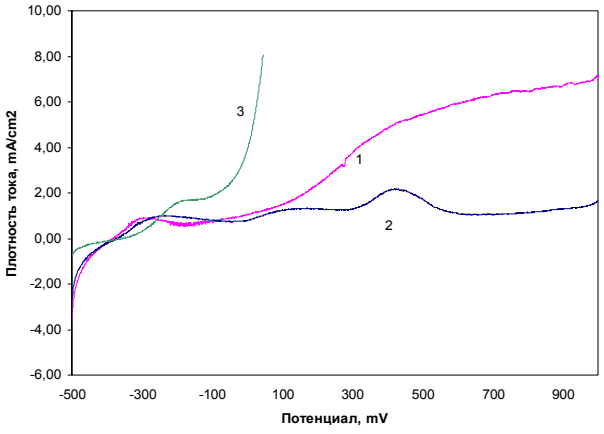
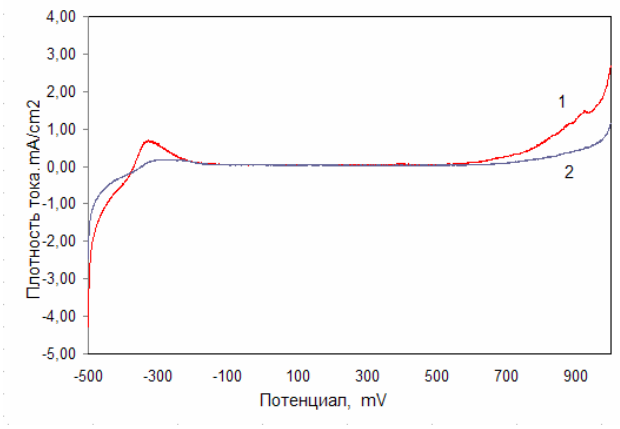


Рис. 3. Структура стали 03Х20АГ11Н7М2С после старения при 500 °С и КР: *а* – образование аустенита в δ-феррите; *б–в* – микродифракционная картина δ-феррита и схема ее индицирования; *г* – планарное скольжение дислокаций в аустените; *д, е* – микродифракционная картина аустенита и схема индицирования, выявившая нитриды CrN.

Результаты исследования структуры стали после старения при 500 °С и КР, проведенного на фольгах, вырезанных из образцов, в которых деформация после испытаний составляла не более 25%, приведены на рис. 3. При сравнении структуры с исходным недеформированным состоянием следует отметить инициирование полиморфного превращения δ→γ (рис. 3, *а-в*) которое без деформации наблюдалось нами только после старения при 800 °С [2]. Пластическая деформация в аустените сопровождалась планарным скольжением дислокаций и динамическим старением с образованием частиц натрида *CrN* (рис. 3, *г-е*).



а



б

Рис. 4. Кривые анодной поляризации стали в 1М-HCl: *а* – без деформации; *б* – после деформации; 1 – после закалки; 2 – после старения при 500 °С; 3 – при 800 °С.

Поляризационные кривые строили с использованием прибора VoltaLab 10. Полученные кривые анодной поляризации приведены на рис. 4. В закаленном и состаренном при 500 °С состоянии: плотность тока в пассивной области потенциалов близки к нулю, хотя устойчивость пассивного состояния в закаленном состоянии ниже. Коррозионные свойства закаленной и состаренной при 500 °С стали после деформации на 25% оказались одинаково высокими, что связано с влиянием нитрида CrN, который выделяясь при деформации в закаленной стали, действует как эффективный катод, повышающий ее пассивируемость [3].

Список литературы

1. Шпайдель М.О. Новые азотосодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью // МиТОМ, 2005, №11. С.9-14.
2. Березовская В.В., Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Шестаков А.И., Егорова В.Ю. Эволюция структуры азотистой коррозионностойкой аустенитной стали 03Х20АГ11М2 при старении. Акт-е пробл. физич. металловед. сталей и сплавов. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2010. С. 3.
3. Томашов Н.Д., Чернова Г.П. Теория коррозии и коррозионностойкие конструкционные сплавы: Учебное пособие для вузов. М.: Металлургия, 1993. 416 с.

НАБЛЮДЕНИЕ РАЗРУШЕНИЯ В СРЕДЕ С НЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ

Кудря А. В.

НИТУ "МИСиС", Москва. РФ, AVKudrya@misis.ru

Особенность протекания разрушения – в последовательном его переходе от микроактов к среднему мезоскопическому уровню (взаимодействие многих элементарных очагов разрушения) и далее, к конечному макроскопическому результату – трещине. Элементарный акт разрушения (образование новой поверхности в масштабах решетки, начиная от 1–100 нм) лежит в основе любого механизма разрушения, но на каждом следующем масштабном уровне реализуются качественно новые события.

Из геометрии кристаллической решётки вытекает два элементарных способа образования новых поверхностей (с последующим разделением тела на два): поочередной разрыв атомных связей (обычно по некоторой кристаллографической плоскости) – скол и скольжение вдоль некоторой плоскости – пластический сдвиг (срез). В первом случае, когда при разрыве связей расходятся и «берега» трещины, пластическая деформация не обязательна, поэтому скол – это хрупкое разрушение. При втором сценарии разрушения образование новых поверхностей (в разных местах) происходит в результате скольжения, а разделение на части наступает после большого пластического сдвига. Этому сопутствует большая работа пластической деформации, вследствие чего срез – разрушение вязкое.

Хрупкое разрушение. Группа дислокаций, скопившаяся у жесткого барьера (например, инородной частицы) создаёт концентратор напряжений, где внешние макронапряжения у вершины такой группы [1] возрастают пропорционально числу дефектов в ней в 10–100 раз, и, в итоге, сближение дислокаций приводит к раскрытию в поле дислокации со стороны растяжения (где полуплоскости не хватает) микрозародыша трещины. Далее острая трещина скола поднимает напряжение до теоретического порога.

В реальной практике скол необратим: при напряжении, достаточном для зарождения дислокаций от ее поверхности, сдвиг раскрывает трещину, и тупая трещина останавливается. Прямые наблюдения односторонней фольги с излома [2] показали, что зеркально гладкий при низких температурах скол монокристалла молибдена в действительности – правильная лестница с наноступеньками (высотой 10–20 нм), перпендикулярными фронту трещины. Такие ступеньки представляют собой следы скольжения, а правильные ряды сформировавших их дислокаций наблюдаются на глубине 2–20 мкм под поверхностью скола. Скол в изломе представляет собой скопление, как правило, упорядоченных (по определённой кристаллографической плоскости) фасеток, на поверхности которых видны следы выхода дислокаций (речной узор).

Если сопротивление материала пластической деформации мало, и затраты на распространение скола окажутся больше поступающей энергии, то скол будет невозможен. В том случае, когда пластическая деформация минимальна, скол трансформируется в квазискол. Квазискол характеризуется большим разбросом размеров фасеток, расположенных более хаотично, без признаков речного узора на их поверхности.

Для развития хрупкого разрушения необходима очаговая трещина $d_{кр} \geq \pi(K_{IC}/\sigma_T)^2 / 2$, где $d_{кр}$ – критическим размером трещины; K_{IC} – вязкость разрушения; σ_T – предел текучести. В условиях хладноломкости при одинаковой доле ζ зернограничной составляющей в изломе, $d_{кр}$ будет достигнуто быстрее там, где есть кластеры зернограничных фасеток (по сравнению с их рассеянным характером распределения). Отсюда, в частности, вытекает немонотонный характер температурной зависимости доли зернограничной составляющей в изломе $\zeta(T)$, прямо не связанный с падением ударной вязкости при понижении температуры испытания [3]. Различная география и морфология хрупкой составляющей в изломе от образца к образцу отражает неоднородность структур ликвации и сопутствующий этому разброс вязкости.

Вязкое разрушение. Его отличие от хрупкого разрушения в масштабах пластической деформации – на 2–3 порядка и более. Интегральная по объему образца пластическая деформация после достижения своего предельного значения становится неустойчивой – локализуется (в шейке, в полосе среза и т. п.). Вязкое разрушение шейки происходит вследствие присутствия в материале незначительного количества (0,1–0,01%) субмикронных (размером 0,1–1мкм) включений: оксидов, нитридов, силикатов, сульфидов. В их окрестности, как около недеформируемых барьеров накапливается «критическая масса» дислокаций, достаточная либо для скалывания самих частиц, либо скола по поверхности раздела фаз (отслоение их от металла). Образовавшаяся около частицы пора вследствие последующей деформации вытягивается, перемычки между соседними порами утоняются, они сливаются, образуя ямочный излом.

Ямки (при случайном расположении включений) в первом приближении обычно подразделяют на равноосные сферические и параболические [4]. Однако из прямых, массовых наблюдений геометрии ямок нескольких групп сталей следует [5], что их профили удовлетворительно (с риском 0,05) аппроксимировались параболой. С увеличением диаметра ямки становились более плоскими, приобретали линзообразную форму. Это следует из обратной зависимости коэффициента параболы от диаметра ямки. Ямки были изотропными – доля ямок с соотношением двух взаимно перпендикулярных диаметров, равным 0,5–2, 0, составляла не менее 0,97, а с максимальным соотношением 2–3 – всего 0,03 (при 940-1000 ямках, просмотренных на вариант).

Уменьшение величины коэффициента в уравнении параболы, описывающей вертикальное сечение ямки, при переходе от мелких к крупным ямкам, отражает нарушение закона геометрического подобия. Чем ямки глубже (больше отношение глубины к ширине), тем больше раскрытие от среза их бортов и выше вязкость разрушения [6]. В предельном случае, например, с понижением температуры отпуска стали совсем пологие ямки трансформируются в квазискол [7].

Наблюдаемая морфология ямок - следствие вязкого разрушения в центральной части большого (ударного) образца, которому предшествует общая или местная (перед трещиной) пластическая деформация в достаточно толстом слое. Дальнейшая локализация сдвига перед передним фронтом трещины в двух тонких полосах, наклонённых под некоторым углом к макроплоскости излома, приводит к образованию в той части полосы, где деформация достигает критической величины, пор. Они сливаются в единую наклонную трещину пилообразного излома [8]. Если поры растут от нормальных напряжений после окончания сдвига, то можно ожидать появления равноосных ямок. При этом в вертикальном сечении ямок, проходящем параллельно надрезу ударного образца, их края будут примерно равноплечими. Там же, где сечения ямок, совпадают с направлением распространения трещины, они будут асимметричными, что определяется расположением ямок на ступенях ломаной лестницы (пилообразного мезопрофиля излома). Т.е. ямка в простейшем (квадратичном) приближении – это параболоид вращения $y = c(x^2 + z^2)$, «обрезанный сверху» плоскостью мезоступени излома, наклоненной под углом $\alpha = \mathrm{arctg}(H/B)$, где H и B – ее высота и ширина.

Сопротивляемость разрушению контролируют в основном напряжение, определяющее рождение пор на включениях, и пластическая деформация, предшествующая их слиянию, которые определяют неоднородность размеров и форм частиц, их неравномерность размещения в материале. Однако крупные включения могут растрескиваться и вне пластического слоя глубиной r_s – уже на расстояниях $r > r_s$, тогда как прочные мелкие – только в узком слое $r << r_s$ вблизи трещины. Часть образовавшихся пор может не соединиться с макротрещиной. Поэтому не всегда ясно – частицы какого размерного поддиапазона (из всего интервала размеров) необходимо учитывать, чтобы по среднему расстоянию Λ (только между ними) дать прогноз вязкости металла K_{Ic} [6].

Частный случай неоднородности в размещении включений - кластеры субмикронных частиц, выделяющихся при охлаждении по границам перегретого зерна аустенита.

В изломе им отвечают грубые зернограничные фасетки с микровязким строением поверхности.

Прямые измерения геометрии ямок выявили [5] в центре зернограничной фасетки мелкие ямки равноосной формы, при приближении к её периферии глубина ямок увеличивается, и они вытягиваются в радиальном направлении. По-видимому, в центральной зоне зернограничного кластера поры растут от нормальных напряжений (отрыв), на периферии – срезом. Геометрия ямок (как и в случае обычного вязкого излома) зависит от ориентации зернограничного кластера частиц макроплоскости излома – увеличение угла наклона площадки, на которую действуют внешние механические напряжения, повышает долю касательных напряжений. Отсюда вытекает возможный сценарий вскрытия вязкой межзеренной фасетки: зарождение (и слияние) пор на субмикронных частицах в центре кластера и дальнейшее распространение трещины к его периферии. При этом увеличивается вклад микропластической деформации (рост асимметричности горизонтальных сечений ямок в изломе), предшествующей слиянию микропор (аналогично образованию донной трещины в центре разрывного образца при испытании на растяжение с последующим срезом боковой перемычки).

Совместное влияние разномасштабных структур. В разрушении обычно участвует весь масштаб структур. Так, наносегрегация фосфора по границам зерна аустенита в улучшаемой стали приводит к зернограничной хрупкости (зернограничные фасетки d~10-30 мкм). Дендритная ликвация – к межосевым скоплениям сульфидов и ферритным полям (поперечником 60-120 мкм и выше) в микроструктуре и изменению условий зарождения вязкого излома [9]. Дальние последствия ликвации – причина транскристаллитного излома по поверхности грубых пластин цементита (~ 100 – 500 мкм) в верхнем бейните, ослабленных сегрегацией серы (~ 10 нм), вытесняемой при их росте.

Оттеснение серы в межосья при кристаллизации слитка после прокатки даёт нитки сульфидов. Прилегающий к ним слой металла обогащен марганцем и туда втягивается углерод. Это при охлаждении после горячей прокатки даёт здесь полосы перлита. Под напряжением на границе ниток сульфидов с перлитом последовательно образуются цилиндрические поры, (в различных плоскостях), они, сливаясь, приводят к шиферообразному строению излома (и снижению вязкости стали до 1,5 раз) [10].

Совместное действие неоднородной структуры (например, бейнитная прослойка в середине толщины листа на фоне феррито-перлитной полосчатости) и «грязного» слоя в осевой зоне приводит к расслоям при испытании падающим грузом и к снижению пластичности в Z-направлении, где разрушение «самоорганизуется» по грязному слою.

Таким образом, выявление механизмов кооперативного взаимодействия разномасштабных структур полезно не только для понимания закономерностей разрушения в среде с неоднородной структурой, но и имеет выраженную практическую направленность: для определения причин разброса качества металлопродукции и повышения его однородности.

1. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. I. Дефекты решётки. М.: МИСиС. 1999. 384 с.
2. Штремель М.А., Беляков Б.Г., Беломытцев М.Ю. // ДАН СССР. 1991. № 1. С. 105.
3. Кудря А.В., Никулин С.А., Николаев Ю.А., Арсенкин А.М., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Чернобаева А.А., Кузько Е.И. // Изв. вузов. Чёрн. металл. 2009. № 9. С. 62.
4. Броек Д. Основы механики разрушения. М.: Высшая школа, 1980. 368 с.
5. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // ДиРМ.2010. № 1. С. 38.
6. Штремель М.А. // ФММ. 2005. Т. 99. № 4. С. 16-25.
7. Thompson A.W., Ashby M.F. // Scripta Met. 1984. V. 18, N 2. P. 127.
8. Штремель М.А., Кудря А.В., Бочарова М.А., Пантелеев Г.В. // ФММ. 2000. №5. С.102.
9. Кудря А.В., Соколовская Э.А. // Изв. РАН. Сер. "Физическая". 2004. Т. 68. № 10. С. 1495.
10. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г.. Марков Е.А.. Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. // МиТОМ. 2009. № 5. С. 60.

ИЗМЕРЕНИЕ СТРУКТУР И РАЗРУШЕНИЯ ДЛЯ ПРОГНОЗА ВЯЗКОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Соколовская Э. А.

НИТУ "МИСиС", Москва. РФ, sokolovskaya@misis.ru

Прогноз свойств неоднородной структуры из совместного описания ее микроскопических составляющих и строения изломов - ключевая задача материаловедения [1]. Существующие нормы преимущественно обеспечивают качественные оценки (сравнение с эталонами структур и изломов, или их словесным описанием). В этой связи необходим переход к количественным процедурам описания разнообразных структур, например, измерению геометрии рисунка дендритной структуры, неоднородности размещения неметаллических включений (на шлифе и по серному отпечатку), геометрии составляющих микроструктуры, синтезу изображений изломов по измерениям рельефа на трёх масштабных уровнях [2]. Успешному решению задачи способствуют наличие средств цифровой регистрации изображений, рост вычислительных мощностей и появление необходимых программных продуктов, что в принципе позволяет быстро и документировано измерять геометрию структур и изломов.

Первая стадия процедур включает в себя получение изображений в цифровой форме. Здесь есть свои ограничения, например, в световом микроскопе - "снизу", где объект отличается от точки, если его размер более половины длины волны видимого света (λ = 0,4 – 0,8 мкм). При принятых в металлографических практике увеличениях "увидеть" больше с помощью распространенных программ цифрового увеличения достаточно легко, изображение будет удобно для просмотра, но необходимой чёткости не добавится.

Практически любое изображение структуры – это тот или иной набор "чёрно-белых" элементов различной геометрии (например, феррито - перлитная смесь различной конфигурации). При их измерении сопоставимость результатов достигается лишь при едином алгоритме и параметрах настройки для опознавания границы между соседними элементами. "Ручная" настройка на резкость даёт неприемлемую во многих случаях ошибку. Когда, в частности, три наблюдателя трижды в разное время выбирали контраст изображений мелкодисперсной, столбчатой, грубой равноосной дендритных структур и серного отпечатка конструкционной стали, то среднеквадратичная ошибка воспроизводимости составила 5 – 10 % для одного из них в разное время и еще столько же - систематическое расхождение между ними [3].

Это оправдывает усилия по разработке алгоритмов автоматической идентификации границ составляющих структуры, тем более что многие программные продукты для анализа изображений предоставляют выбор уровня контраста пользователю. В основе предлагаемого подхода лежит учёт особенностей геометрии структуры, например, для бинаризации достаточно однородного (в "оттенках" серого) дендритного рисунка оптимальным может быть выбор контраста по всему кадру [4]. Интенсивность же яркости неметаллических включений может различаться в зависимости от их природы. Эти значения - производные марки стали, типа и настройки анализатора. Так, например, для исследуемой стали 16Г2АФ [3] размах интенсивности яркости (в 256 "оттенках" серого) для сульфидов и оксидов составил 66 и 46 единиц серого соответственно (при различии средних значений в 19 единиц). Из этого вытекает, что выбор контраста в таких случаях должен быть "точечным", что обеспечит воспроизводимость результатов измерений за счет объективной установки границы раздела "включения - матрица".

Роль включений при деформации и разрушении определяется не только их геометрией (размер, форма), но и особенностями размещения в объеме металла, поэтому возможности программного продукта должны предусматривать также быструю "сшивку" кадров в панораму для последующего построения карты распределения включений [3].

Последующая обработка изображений структур также не всегда просто формализуемая процедура. Например [5], прилагаются усилия к автоматизации бальной оценки неметаллических включений. Это, как правило, не документированная, статистически строго не определенная процедура, поэтому она в известной мере субъективна (по крайней мере, в настоящее время). Однако по серному отпечатку (те же тёмные пятна на светлом фоне) можно статистически надёжно вычислить характеристики неоднородности размещения крупных сульфидов в структуре: макро – по толщине листа и мезо – их "отталкивание" и объединение в цепочки [6]. По "кучности" пятен, оцениваемой по их слиянию вследствие дилатации (пошагового смещения их контуров в сторону увеличения каждого пятна), - определить географию преимущественного распределения сульфидов в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХН3МФА [4].

Однако необходим выбор оптимальных фильтров, например, из полутора десятков фильтров графического редактора PHOTOSHOP, выполняющих дилатацию по различным схемам, только менее одной трети из них позволяют провести дилатацию с учётом геометрии размещения пятен серного отпечатка (в данном случае – в межосевых промежутках).

Одни и те же фильтры не будут столь эффективны при описании серных отпечатков различной морфологии. Например, в листе из стали 16Г2АФ [3], где в изломе наблюдаются "обрывки" ниток сульфидов марганца поперечником (~ 2 мкм, суммарной длиной 100 – 300 мкм) можно ожидать преимущественной ориентированности пятен на серном отпечатке. Угадываемую невооружённым глазом текстуру изображения не всегда выявляют также и оригинальные фильтры (отсев объектов по их вытянутости, размерам), входящие в состав специализированных программных продуктов. Поэтому множество алгоритмов, используемых при обработке изображений структур, – неизбежное следствие широкого разнообразия исследуемых объектов и решаемых задач.

В ряде случаев оценить неоднородность размещения неметаллических включений можно только по конечному результату – там, где они "проявили" себя, например, при разрушении. Так, в частности, можно выявить как наличие зернограничных кластеров субмикронных частиц, когда на поверхности разрушения видны элементы камневидного излома, так и зернограничные полоски ликвации [7].

Степень скученности частиц на серном отпечатке можно оценить по статистике расстояний *Lij* между центрами ближайших частиц [3]. Ближайшие из них выделяют, разбив пространство на полиэдры Вороного: если центры всех частиц соединить отрезками и через середину каждого провести перпендикулярно к нему плоскость, то около каждой частицы ими будет очерчен многогранник, в котором все точки ближе к центру "своей" частицы, чем к какой-то другой. По двум хвостам гистограммы распределения величин отрезков *Lij* , соединяющих центры смежных полиэдров Вороного *i* и *j*, можно оценить масштаб скученности и разреженности частиц, где будет облегчено вязкое разрушение и пластическое течение соответственно.

Полноценное представление о механизмах разрушения разнообразных структур даёт синтез результатов измерений излома на трёх масштабных уровнях наблюдения: макро-, когда элементы излома соизмеримы с габаритами образцов, микро-, когда регистрируются элементарные акты разрушения и в мезомасштабе, где измеряются промежуточные характеристики излома. Мера эффективности применения

2D или 3D средств наблюдения изображений изломов определяется исходя из решаемой задачи. Например [8], соотношение глубин ямок вязкого излома можно оценить по измерениям их диаметров на плоской картинке излома, однако для получения абсолютных значений глубин необходимы реконструкция Z-координаты по стереопарам, полученным в сканирующем электронном микроскопе, и использование тест-объектов известной геометрии.

При изучении механизмов разрушения по виду излома важно оценить информативность измерения геометрии тех или иных элементарных актов разрушения (ямка, фасетка). Так, в частности, было обнаружено, что для улучшаемых сталей 38ХН3МФА, 40Х2Н2МА и 15Х2НМФА характерный элемент вязкого излома (ямка), представляет собой в простейшем (квадратичном) приближении параболоид вращения $y = c(x^2 + z^2)$, обрезанный «сверху» плоскостью мезоступени излома (или фасеткой камневидного излома), наклоненной под некоторым углом α к макроплоскости излома. При увеличении диаметра ямка вырождается - становится более плоской (отклонение от закона геометрического подобия). Это важно учитывать при проведении массовых измерений геометрии вязких изломов.

Представительная статистика данных измерений геометрии камневидного излома дала представление о механизме вскрытия вязкой зернограничной фасетки (от центра кластера субмикронных включений по его радиусам к периферии), а сопоставление двух ответных половинок изломов - по величине пластической невязки между ними (раскрытие трещины) оценить степень опасности разрушения по зернограничным выделениям частиц различной морфологии [8, 9].

Массовые измерения топографии изломов в ряде случаев позволяют уточнить причины наблюдаемых в научной литературе противоречий в имеющихся оценках различий в строении изломов. Например, это относится к фрактальной размерности, широко используемой для классификации изломов, где только представительная статистика результатов измерения [9] выявила причины многочисленных противоречивых результатов [10] – недостаточный объём измерений. Определённая с учётом этого величина фрактальной размерности не отличалась для изломов различной природы. Отсюда, в частности и возникли серьёзные сомнения в том, что излом является фракталом.

Накопленная практика использования количественных подходов к измерению структур и изломов с одной стороны подтверждает их эффективность при сопоставлении структур и изломов для прогноза материалов по вязкости, с другой – указывает на необходимость дальнейшего развития средств и методов наблюдения и измерения неоднородности структур и вязкости.

1. Штремель М.А. // МиТОМ. 2005. № 5. С. 35.
2. Кудря А.В., Кузько Е.И., Соколовская Э.А.//Национальная металлургия. 2001. №2. С. 44.
3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш., Кудрявцев Д.В., Скородумов С.В. // Изв. вузов. Чёрн. металл. 2009. № 5. С. 41.
4. Кудря А.В., Соколовская Э.А. // Изв. РАН. Сер. "Физическая". 2004. Т. 68. № 10. С. 1495.
5. Казаков А. А., Киселёв Д.В., Андреева С.В., Мясников А.А., Головин С.В., Егоров В.А. // Чёрные металлы. 2007. июль-август. С. 24.
6. Глебов А.Г., Кузько Е.И., Пантелеев Г.В.,.Штремель М.А.. // ФММ. 2004. Т.97. №4. С.79.
7. Кудря А.В., Никулин С.А., Николаев Ю.А., Арсенкин А.М., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Чернобаева А.А., Кузько Е.И. // Изв. вузов. Чёрн. металл. 2009. № 9. С. 62.
8. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г.. Марков Е.А.. Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. // МиТОМ. 2009. № 5. С. 60.
9. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // ДиРМ.2010. № 1. С. 38.
10. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994. 384 с.

ОБРАЗ СТАНДАРТНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАКРОСКОПИЧЕСКОГО СТРУКТУРНОГО УРОВНЯ. ЭЛЕМЕНТ ЧЕТВЕРТОГО УРОВНЯ ПОНЯТИЙ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

***Михайлов С. Б., **Михайлова Н. А.**

**УГТУ-УПИ,*
***УрГУПС, г.Екатеринбург, Россия,*
msb@mail66.ru

В рамках развития многоуровнего системного подхода создания визуальных образов основных понятий материаловедения [1] из набора образов четвертого уровня важным является понятие «МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ». В данном случае повсеместно верой и правдой в качестве основного визуального образа макроскопического структурного уровня используется диаграмма «нагрузка - удлинение образца» в случае монотонного растяжения.

Однако, данная диаграмма носит частный характер по отношения к различным вариантам силового воздействия на материал. Практически отсутствует информация о развитии процессов разрушения. В связи с этим, возникает необходимость создания более универсального визуального образа.

В соответствии с определением понятия «СВОЙСТВО», как характеристики отклика структуры на внешнее воздействие, формально параметры свойства представляют собой связующее звено между параметрами, описывающими воздействие и отклик структуры на воздействие (см. верхнюю строку представленной схемы). Это предопределяет необходимость описания, в первую очередь, данных базовых составляющих понятия «свойство».

«СТРУКТУРА» материала применительно к механическим свойствам может быть представлена визуальным синергетическим образом модели «жестких взаимодействующих шаров», рассматриваемых в соответствии со вторым уровнем образа материаловедения [1]. Визуально, это три иерархических образа-треугольника (см. схему). Центральная часть - «идеальный кристалл», дополнительные в виде систем дефектов типа «сдвига» (без нарушения) и «отрыва» (с нарушением химических связей) и перекрытия треугольников, характеризующее– напряжения в кристалле. Основание центрального треугольника приходится на атомный структурный уровень, а вершины на макроскопический, отображая моно- и поликристаллические состояния материала. Каждому промежуточному структурному уровню соответствуют свои характерные элементы структуры.

«ВОЗДЕЙСТВИЕ» на материал применительно к механическим свойствам, это «напряженное состояние» в анализируемой точке материала в виде объёмного распределения нормальных и касательных напряжений, либо соотношением их максимальных значений в виде коэффициента «мягкости - α (от 0.04 до 4.0). В качестве «стандартного» механического воздействия исторически человечеством выбрано монотонно возрастающее растяжение ($\alpha = 0.5$).

«ОТКЛИК» материала на силовое воздействие применительно к механическим свойствам проявляется в виде «деформации» - регистрируемой после снятия воздействия в виде обратимых и необратимых смещений в пространстве элементов структуры. В интегральной форме на макроскопическом структурном уровне описывается понятием «деформированное состояние». В соответствии с представленным образом структуры в виде трёх треугольников (см. схему) можно выделить три варианта отклика на механическое воздействие.

«Упругая деформация» =- характерна для идеальной составляющей структуры кристалла (центральный треугольник). Является обратимой и формируется на субмикроскопическом структурном уровне, отражая силовое взаимодействие двух соседних атомов.

«Пластическая деформация» на фоне образа идеального кристалла, в основном, определяется поведением системы дефектов типа «сдвига» (совмещение центрального и правого треугольников на представленной схеме структуры). При напряжениях превышающих «предел текучести» формируется как результат срабатывания источников Франка – Рида на основе «старых» дислокаций и появления «новых». Эта деформация необратима и реализуется без нарушения сплошности кристалла.

«Разрушение» – необратимая деформация с нарушением сплошности кристалла (совмещение центрального и левого треугольников на представленной схеме структуры). Является результатом роста «старых» и появления «новых» трещин всех структурных уровней при выполнении силового условия роста трещины в её устье – превышение значениями локальных напряжений теоретического уровня.

Поскольку элементы структуры распределены по структурным уровням, то для каждого из них существует своя модель механических свойств. Интегральное проявление этого множества находит своё отражение на макроскопическом структурном уровне в виде соотношения между параметрами, описывающими воздействие (P) и соответствующий отклик (ΔL).

Поскольку в этом случае аналитическая форма записи такого соотношения (P-ΔL) является громоздкой для визуального образа, то в качестве способа представления модели выбран графический вариант. Соответственно видам отклика, такой графический образ разбивается на три части (см. схему).

УПРУГОСТЬ – базируется на пропорциональной зависимости упругой деформации от величины растягивающих напряжений. В идеальном варианте это наклонная прямая линия, обозначенная на схеме точками. Для реального кристалла (идеальная структура в сочетании с дефектами) упругость учитывает «дефект модуля» (пунктир на схеме). Рост реальной части образно заканчивается эффектами сдвига и отрыва на теоретическом уровне прочности.

ПЛАСТИЧНОСТЬ – на макроскопическом структурном уровне представлена условно бесконечной квазипараболической кривой, начиная с уровня «Предел текучести». Является отражением пластической составляющей отклика кристалла на механическое воздействие. Признаком реализации пластической деформации является наличие остаточной деформации ($\Delta l_{ОСТАТОЧН.)}$ после снятия нагрузки. При этом, всегда существует компонента упругости ($\Delta l_У$). Обязательным является представление основных моментов пластической деформации - природы формирования «предела текучести», динамическое равновесия между процессами «упрочнения» и «разупрочнения», стадийность, дискретность, непрерывность и т.д..

РАЗРУШЕНИЕ – на макроскопической кривой «пластичности» представлено только одной точкой, ограничивающей непрерывный процесс развития пластической деформации. В качестве дополнительной информации о развитии «разрушения» вводится схематически график изменения «ПОВРЕЖДЕННОСТИ» материала образца, отражающий в интегрированной форме процесс накопления дефектов на различных структурных уровнях и идущий параллельно развитию как упругой, так и пластической деформациям. Это понятие широко используется в практике обработки металлов давлением.

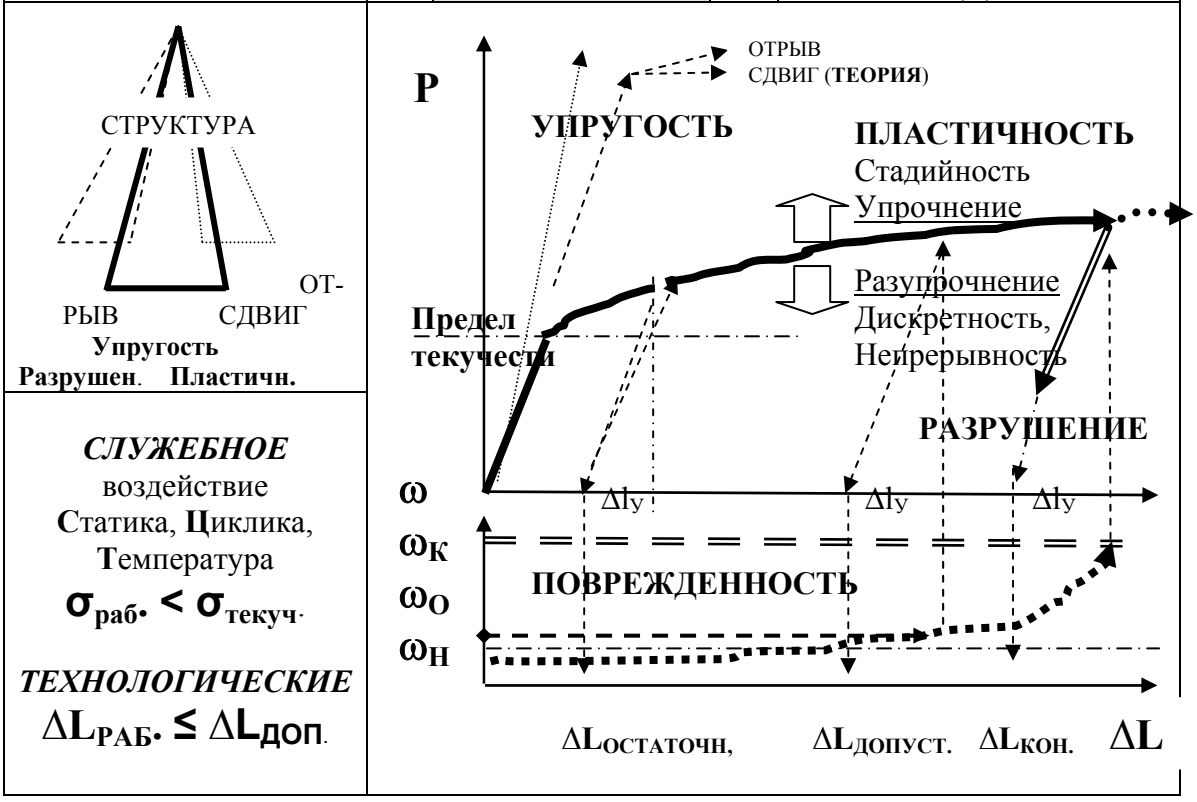
Для макроскопического уровня наиболее удобно этот процесс представить в виде относительного изменения плотности материала образца (ω), начиная с «начального» уровня ($\omega_Н$), проходя «обратимый» уровень ($\omega_О$) и заканчиваясь на «критическом» ($\omega_К$). Именно достижению критического уровня соответствует точка

«разрушения» на кривой «пластичности», определяя конечные компоненты деформации (остаточную и упругую).

Универсальность предлагаемого образа - схемы подтверждается возможностью проиллюстрировать в компактной форме ряд особенностей поведения материалов при механическом нагружении: влияние «мягкости» напряженного состояния (α), проявление сверхпластичности, одномоментное развитие упругости, пластичности и разрушения и т.д.. При этом общепринятая стандартная диаграммы растяжения «нагрузка – деформация», является частным случаем предлагаемой схемы.

Схема формирования макроскопического образа стандартных механических свойств металлов и сплавов

ВОЗДЕЙСТВИЕ	=	**СВОЙСТВО**	**X**	**ОТКЛИК**
стандартное ***РАСТЯЖЕНИЕ*** монотонной, **нагрузкой (P)** до разрушения ***стандартного образца***		в графической форме диаграмма ***«НАГРУЗКА – УДЛИНЕНИЕ ОБРАЗЦА»*** **«P-ΔL»и«ω-ΔL»**		***ДЕФОРМАЦИЯ*** **– удлинение рабочей части стандартного образца** в виде развития упругости, пластичности (равном., локализов.) и разрушения (**повреждённости – (ω),**



СЛУЖЕБНОЕ
воздействие
Статика, **Ц**иклика, **Т**емпература

$\sigma_{раб.} < \sigma_{текуч.}$

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ

$\Delta L_{РАБ.} \leq \Delta L_{доп.}$

[1] Михайлов С.Б., Михайлова Н.А. Материаловедение – вариант первого уровня системного образа «Свойства материалов» http://e-conf.nkras.ru/ http://zaochno.forum24.ru/?0-16

ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ БОРОМ И ТИТАНОМ ЛИТОЙ СТАЛИ 110Г13

Гурьев М. А., Иванов С. Г., Гурьев А. М.

ГОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова, г. Барнаул, Россия,
gurievam@mail.ru

Одним из важнейших эксплуатационных качеств деталей машин и инструмента является износостойкость, так как более 70% из них выходят из строя по причине износа. Структура и свойства поверхностных слоев деталей машин и инструмента оказывают важное влияние на их работоспособность, так как в процессе эксплуатации именно поверхностные слои наиболее интенсивно подвергаются температурно-силовым воздействиям. Существует множество способов упрочнения поверхности: лазерное упрочнение, накатка, применение различных технологий нанесения покрытий. При этом особый интерес представляет разработка новых высокоэффективных методов упрочнения деталей машин и инструмента за счет диффузионного насыщения поверхности металлов и сплавов различными химическими элементами, метод химико-термической обработки (ХТО). В свою очередь борирование является одним из наиболее перспективных методов ХТО, так как среди известных диффузионных покрытий лидерство в плане повышения таких параметров как износостойкость, теплостойкость и поверхностная твердость принадлежит покрытиям на основе бора.

Традиционно диффузионное борирование используется для готовых изделий, когда операция упрочнения является окончательной. Однако в этом случае приходится учитывать влияние таких последствий как изменение геометрических размеров упрочненных деталей, которое неприемлемо для прецизионных изделий, а так же относительно высокую хрупкость получаемого диффузионного слоя при размерах самого слоя, не превышающих 250 мкм.

Указанных недостатков лишен способ поверхностного упрочнения, когда упрочнение поверхности и процесс изготовления совмещены в единый процесс. Такая комбинация возможно только при изготовлении деталей машин и инструмента методами литья. В этом случае образование упрочненного слоя происходит в результате взаимодействия горячего материала отливки с легирующим облицовочным слоем, нанесенным на поверхность литейной формы.

Известные в настоящее время методы поверхностного легирования отливок можно подразделить на три группы в зависимости от того, как происходит упрочнение: 1) в результате сваривания легирующего материала с поверхностью отливки; 2) пропитки жидким металлическим сплавом облицовочного легирующего покрытия; 3) диффузии легирующих элементов из облицовочного слоя формы в отливку. В основе каждого из них лежит свой механизм упрочнения поверхности слоя.

В первом случае легирующая паста расплавляется за счет тепла жидкого металла и сваривается с кристаллизующейся поверхностью отливки, что позволяет получать сравнительно толстые слои с высоким содержанием легирующих элементов. Однако при этом возникают трудности в легировании тугоплавкими элементами. Недостатком метода является также и то, что вследствие растворения легирующей пасты не представляется возможным получить достаточно точные изделия с хорошим качеством поверхности.

Применение второго метода позволяет получить упрочненные слои значительной толщины. Для образования бездефектного слоя необходимо, чтобы жидкий металл пропитал легирующую пасту на всю толщину ее слоя. При этом значительную роль играет соотношение между толщиной слоя пасты, размерами отливки и

температурой заливаемого сплава. Получение упрочненного слоя значительной протяженности возможно лишь, если температура в зоне касания выше температуры кристаллизации металла, а длительность фильтрации расплава в порах пасты больше продолжительности нагрева всего материала до температуры смачивания и меньше времени охлаждения сплава до кристаллизации. Недостатком метода являются сложность определения оптимальной температуры заливки и поддержание ее на данном уровне в каждом конкретном случае. Кроме того, чрезвычайно затруднительно получение хорошего качества поверхности отливок.

В случае образования упрочненного слоя за счет диффузии легирующих элементов из облицовочного покрытия формы без его расплавления насыщение происходит как в процессе кристаллизации, так и в процессе последующего охлаждения затвердевших отливок. Такой механизм образования легированного слоя позволяет получать отливки со сравнительно хорошим качеством поверхности. В отличие от предыдущих методов диффузионные слои образуются даже при минимально возможных температурах заливки жидкого сплава. При этом получаются упрочненные слои, имеющие толщину до 5 мм, обладающие высокими износостойкостью и пластичностью слоя. Именно этому методу поверхностного легирования в данной работе уделено первоочередное внимание.

В настоящей работе проводили упрочнение стали 110Г13Л методом поверхностного легирования из смеси на основе карбида бора, нанесенной на поверхность литейной формы. Образцы получали литьем в форму из кварцевого песка марки $4К_2О_202$, методом литья по газифицируемым моделям и литьем в жидкостекольные песчано-глинистые формы. Упрочнение проводили из смеси на основе карбида бора, нанесенной на поверхность литейной формы. После проведения процессов диффузионного насыщения и извлечения образцов, качество поверхности контролировали визуально. Толщину диффузионного слоя измеряли на поперечных микрошлифах.

Проведены комплексные исследования структуры и свойств упрочненных образцов и отливок из стали 110Г13Л. Изучали кинетику формирования окончательной структуры основного металла и упрочненных слоев. Структуру, фазовый и химический состав упрочненных слоев изучали металлографическим и микрорентгеноспектральным методами. Металлографическое исследование проводили на оптических микроскопах (МИМ-10, Neophot-21) и электронном растровом микроскопе BS-300 «Tesla». Для просмотра в оптическом микроскопе шлифы готовились методами химического и электрохимического травления. С помощью растрового микроскопа был проведен фрактографический анализ поверхности разрушения и состояние изношенной поверхности. Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили с помощью дифрактометра ДРОН-1,5 в монохроматическом Fe-K_α излучении. Механические свойства (твердость, прочность, пластичность, ударная вязкость) определяли по стандартным методикам. На универсальной испытательной машине «Instron» с максимальным усилием 50 кН определяли прочность и пластичность. Ударную вязкость определяли при испытании образцов без надреза на маятниковом копре типа 2130КМ-03. Дюрометрические исследования осуществляли на приборе ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76.

В результате проведенных исследований была показана принципиальная возможность комплексного многокомпонентного диффузионного упрочнения поверхностностей сталей различного химического состава из насыщающих обмазок на основе карбида бора.

Установлено, что диффузионный слой, полученный при литье имеет на порядок большую толщину по сравнению с диффузионными слоями, полученными методами химико-термической обработки (ХТО) из насыщающей смеси того же состава. Строение такого слоя также принципиально изменяется по сравнению со слоем после химико-термической обработки. Игольчатое строение, присущее боридным сло-

ям полученным методами ХТО исчезает, переходя в литую боридную эвтектику. Микротвердость слоев, получаемых в процессе литья несколько ниже, чем у слоев, получаемых методами ХТО (11000 – 16000 МПа у литых и 16500 – 21000 МПа при ХТО), однако это компенсируется их значительно возросшей пластичностью, что позволяет использовать литые диффузионно-упрочненные детали при повышенных ударных нагрузках без опасности скалывания слоя.

Исследования показали, что толщина слоя полученного поверхностным легированием сталей различного химического состава слабо зависит от марки стали в отличие от диффузионного упрочнения в твердой фазе. При этом структура слоя, получившийся на стали 110Г13Л все же значительно отличается от слоя на стали 35Л: полученный слой имеет четкую границу, делящую его на два подслоя, четко разграниченные по цветам. Более темный цвет верхнего подслоя обусловлен выделениями пластинчатого углерода вследствие вытеснения его бором из карбидов. Так как данная марка стали содержит довольно много углерода, то бор, диффундирующий с поверхности изделия в процессе охлаждения отливки, вытесняет углерод из растворов и соединений. Светлый подслой представляет собой боридную эвтектику. Выделение углерода в данном случае не происходит, так как диффузия бора на глубине около 1 мм от поверхности происходит довольно слабо и новые атомы бора практически не поступают. Данный слой представляет собой структуру, сформировавшуюся в результате взаимодействия расплавленного металла с насыщающей обмазкой, при кристаллизации и последующего охлаждения.

Испытания на износостойкость при абразивном износе о жестко закрепленные частицы диффузионных слоев, полученных поверхностным легированием в процессе литья по газифицируемым моделям, показали многократный рост ресурса работы упрочненного изделия по сравнению с не упрочненной сталью. Относительная износостойкость диффузионных слоев, полученных поверхностным легированием стали бором возросла в 14 раз. При насыщении поверхности бором и титаном по разработанной авторами технологии на стали образуется слой, износостойкость которого более чем в 25 раз выше, по сравнению с не упрочненной сталью 110Г13Л.

Процессы многокомпонентного насыщения позволяют сформировать многофазную структуру поверхностного слоя, обладающего комплексом полезных свойств. Многокомпонентное насыщение разными элементами наружной и внутренней поверхности изделия дает возможность создавать многослойные композиционные материалы с уникальными свойствами. Более того, поверхностным легированием можно получать такое сочетание свойств упрочненного изделия, которое другими методами получить невозможно. В этом случае поверхностное упрочнение можно рассматривать не как определенную операцию изготовления детали, а как метод получения принципиально нового конструкционного материала.

Применение упрочняющих защитных покрытий позволяет существенно снизить затраты на изготовление и улучшить эксплуатационные свойства создаваемых изделий.

По результатам проведенных исследований разработан новый способ упрочнения поверхностей деталей машин и инструмента. Получено 3 патента РФ на изобретение.

УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЕЙ МНОГОКОМПОНЕНТНЫМ ДИФФУЗИОННЫМ ПОКРЫТИЕМ НА ОСНОВЕ БОРА

Гурьев А. М., Грешилов А. Д., Гурьев М. А., Иванов С. Г., Рогов В. Е.

ГОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова, г. Барнаул, Россия,
gurievam@mail.ru

Технический прогресс во многих областях науки и техники неразрывно связан с разработкой и внедрением эффективных защитных покрытий, в том числе и диффузионных. Эта тенденция обусловлена проблемой экономии стратегических металлов (марганец, хром, кобальт, вольфрам, ванадий, молибден, ниобий и др.) и перехода к массовому потреблению экономно-легированных сталей. Применение упрочняющих защитных покрытий позволяет существенно снизить затраты на изготовление и улучшить эксплуатационные свойства создаваемых изделий.

Структура и свойства поверхностных слоев деталей машин и инструмента оказывают важное влияние на их работоспособность, так как в процессе эксплуатации именно поверхностные слои наиболее интенсивно подвергаются температурно-силовым воздействиям. С этой точки зрения особый интерес представляет разработка новых высокоэффективных методов упрочнения деталей машин и инструмента за счет диффузионного насыщения поверхности металлов и сплавов различными химическими элементами, метод химико-термической обработки (ХТО).

В ряде случаев ХТО является единственно возможным средством получения требуемых эксплуатационных свойств не только поверхности, но и изделия в целом.

Проблема повышения износостойкости режущего инструмента в настоящее время начинает приобретать все большую актуальность в связи с постоянно возрастающими требованиями металлообрабатывающей промышленности, касающимися повышения скоростей резания, обработки все более широкого спектра материалов, обладающих достаточно высокой прочностью. Одним из путей повышения ресурса работы режущего инструмента является нанесение покрытий. Одним из наиболее простых и нетребовательных к технологиям является процесс диффузионного упрочнения. При этом лидерство в плане повышения таких параметров как износостойкость, теплостойкость и поверхностная твердость принадлежит покрытиям на основе бора.

В настоящей работе проведены комплексные исследования структуры и свойств образцов быстрорежущей стали Р6М5 после процесса борохромирования из насыщающей обмазки на основе карбида бора. Изучали кинетику формирования окончательной структуры основного металла и диффузионных слоев. Процесс химико-термической обработки осуществлялся из насыщающих обмазок (паст) нанесенных на поверхность упрочняемых деталей и образцов. После проведения процессов диффузионного насыщения изучали структуру, фазовый и химический состав упрочненных слоев металлографическим и микрорентгеноспектральным методами. Металлографическое исследование проводили на оптических микроскопах (МИМ-10, Neophot-21) и электронном растровом микроскопе BS-300 «Tesla». Для просмотра в оптическом микроскопе шлифы готовились методами химического и электрохимического травления. С помощью растрового микроскопа был проведен фрактографический анализ поверхности разрушения и состояние изношенной поверхности. Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили с помощью дифрактометра ДРОН-1,5 в монохроматическом Fe-K_α излучении. Механические свойства (твердость, прочность, пластичность, ударная вязкость) определяли по стандартным методикам. На универсальной испытательной машине «Instron» с максимальным усилием 50 кН

определяли прочность и пластичность. Ударную вязкость определяли при испытании образцов без надреза на маятниковом копре типа 2130КМ-03. Исследование твёрдости производили на твердомере Роквелла ТР 5005 по шкале С (алмазный наконечник, нагрузка 150 кг.) согласно ГОСТ 9013-82. Дюрометрические исследования осуществляли на приборе ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76.

В результате проведенных исследований была показана принципиальная возможность поверхностного диффузионного упрочнения вольфрам и молибденсодержащих быстрорежущих сталей из насыщающих обмазок на основе карбида бора.

При насыщении поверхности бором и хромом по разработанной авторами технологии на стали образуется диффузионный слой толщиной 15 – 30 мкм. Слой имеет характерное для боридных слоев игольчатое строение. В силу того, что сталь Р6М5 является высоколегированной быстрорежущей сталью и имеет сложный химический состав, боридные иглы имеют закругленные концы и значительный диаметр. Между иглами заметно выделение различных фаз, преимущественно карбоборидов сложного химического состава на основе хрома, молибдена и вольфрама.

При борохромировании химический состав упрочненного слоя претерпевает значительные изменения в направлении от поверхности вглубь. Так, содержание бора изменяется от 22,67% на поверхности слоя до 7,35% на глубине 80 мкм. Содержание вольфрама, молибдена, хрома и углерода – соответственно от 6,68 до 6,41; 5,10 – 5,32; 7,25 – 4,27 и 0,12 – 0,84. Причем на глубине около 30 мкм, где проходит граница между боридным слоем и переходной зоной химический состав изменяется наиболее кардинально - содержание таких элементов как B, C, W, Mo, V, Cr находится соответственно на уровне 16,49; 1,83; 5,63; 4,81; 1,86; 4,68 процентов.

Проведенные в лабораторных условиях испытания на износостойкость показали 2,5 кратный рост ресурса работы упрочненного изделия по сравнению с не упрочненным при нагрузке вплоть до 40 МПа/мм^2. Однако при нагрузках превышающих эту величину происходит снижение износостойкости упрочненного изделия до значений в 1,5 – 2 раза меньших, чем у не упрочненной детали. Данный эффект объясняется тем, что в процессе диффузионного насыщения сердцевина детали подвергается разупрочнению, в результате чего под поверхностным слоем высокотвердых боридов находится мягкий металл. При определенной нагрузке это приводит к продавливанию слоя, а мелкие осколки твердых боридов, образовавшиеся в результате разрушения зоны сплошных боридов, значительно ускоряют процесс износа. Поэтому для деталей испытывающих при работе нагрузки, превышающие 40 МПа/мм^2 необходимо проводить закалку изделия непосредственно от температуры диффузионного насыщения. В этом случае продавливания боридного слоя не наблюдается.

Процессы многокомпонентного насыщения позволяют сформировать многофазную структуру поверхностного слоя, обладающего комплексом полезных свойств. Более того, химико-термической обработкой можно получать такое сочетание свойств упрочненного изделия, которое другими методами получить невозможно. В этом случае ХТО можно рассматривать не как определенную операцию изготовления детали, а как метод получения принципиально нового конструкционного материала. Многокомпонентное насыщение разными элементами или насыщение ими наружной и внутренней поверхности изделия дает возможность создавать многослойные композиционные материалы с уникальными свойствами.

ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАРЕЮЩИХ ИНВАРОВ

[1]Ануфриева Е. И., [1]Уваров А. И., [1]Сагарадзе В. В., [2]Данильченко В. Е., [1]Казанцев В. А., [1]Вильданова Н. Ф.

[1]Институт физики металлов УрО РАН, г.Екатеринбург, Россия
[2]Институт металлофизики НАНУ, г.Киев, Украина
anufrieva@imp.uran.ru

Исследовали стареющие железо-никель-кобальт-титановые инвары Н30К10Т3 и Н40К10Т3. После закалки оба сплава имеют ферромагнитную аустенитную структуру. В Н30К10Т3 точка Кюри аустенита $\theta_C \approx 200°C$ и мартенситная точка $M_H \approx -80°C$. Дополнительное легирование инвара никелем (Н40К10Т3) повышает точку Кюри до $\theta_C \approx 310°C$ и снижает мартенситную до $M_H < -196°C$, то есть сплав становится стабильным. Величина зерна обоих инваров после закалки составляет в среднем 300-350 мк.. При охлаждении Н30К10Т3 ниже -80°С начинает проявляться ярко выраженное атермическое мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. В закаленном сплаве Н40К10Т3 отсутствуют как изотермическое, так и атермическое $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение.

После закалки сплав Н30К10Т3 имеет твердость HV = 190, которая не изменяется в интервале температур старения от 20 до 500°С (рис.1а, кривая 1).

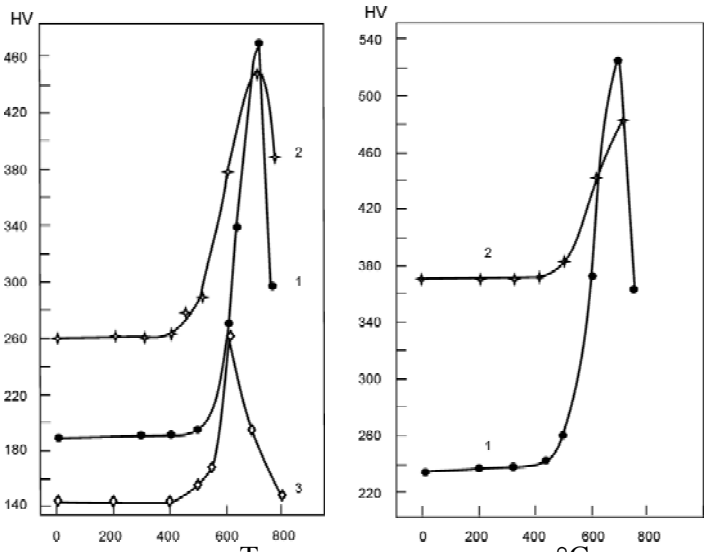


Рис.1. Зависимость твердости HV от температуры старения (при τ_{CT} = 1ч) для сплавов Н30К10Т3 (1,2) и Н40К10Т3 (3) при разных обработках: 1,3 – закалка; 2 – закалка + фазовый наклеп; *а* – без дополнительного охлаждения в жидком азоте; *б* – с дополнительным охлаждением в жидком азоте.

В результате проведения фазового наклепа, состоящего из цикла $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma_ф$ (охлаждение в жидком азоте + нагрев до 800°С с изотермической выдержкой 1 ч + охлаждение в воде) превращений, твердость повышается со 190 (после закалки) до 260. Увеличение твердости обусловлено появлением на месте мартенситных кристаллов различно ориентированного наноразмерного фазонаклепанного аустенита (рис.2а, темные линзы на светлом фоне остаточного аустенита), который прочнее исходной γ-фазы [1-2]. Кристаллы дисперсной γ′-фазы видны на фоне аустенита (на рис.2б).

Твердость фазонаклепанного сплава не меняет своего значения в интервале от 20 до 400°С и начиная с 450°С она увеличивается (рис.1а, кривая 2). Рост твердости, как и в случае закаленного состояния, обусловлен появлением в аустенитных зернах интерметаллидов (рис.2б). В интервале температур старения 550 - 650°С распад в обоих сплавов происходит только по непрерывному механизму. Начиная с 700°С по границам зерен начинается прерывистый распад (рис.2г) [3].

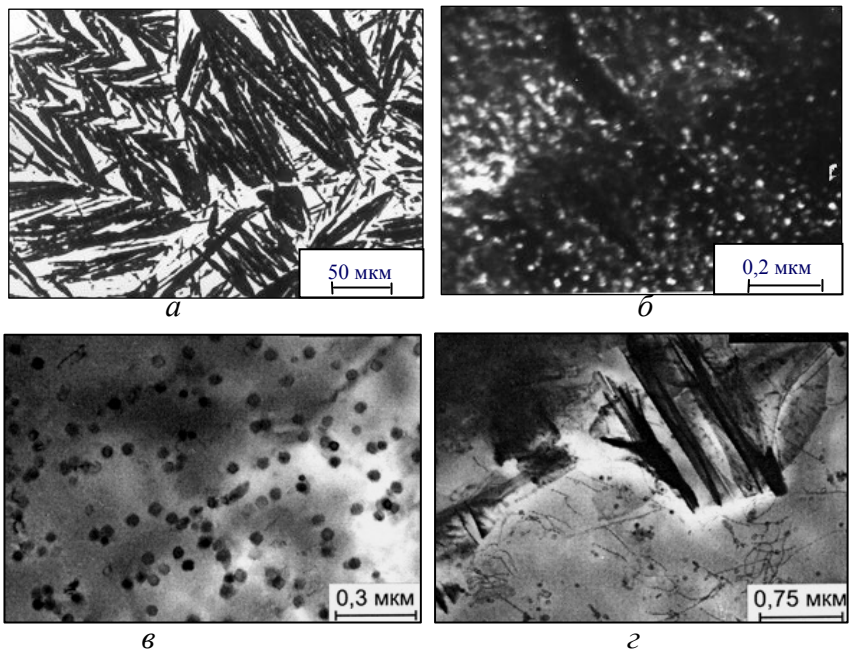


Рис.2. Структура сплавов Н30К10Т3 (а,б) и Н40К10Т3 (в, г) после различных обработок:
а – фазовый наклеп
б – ф.н. +600°С, 1ч
в – 650°С, 12 ч
г – 700°С, 1ч.

Фазовый наклеп материала ускоряет процесс старения. В закаленном сплаве Н30К10Т3 при $T_{СТ}$ = 500°С распад пересыщенного твердого раствора практически не происходит (рис.2а, кривая 1), а в фазонаклепанном сплаве этот распад идет, о чем свидетельствует повышение твердости (рис.2а, кривая 2).

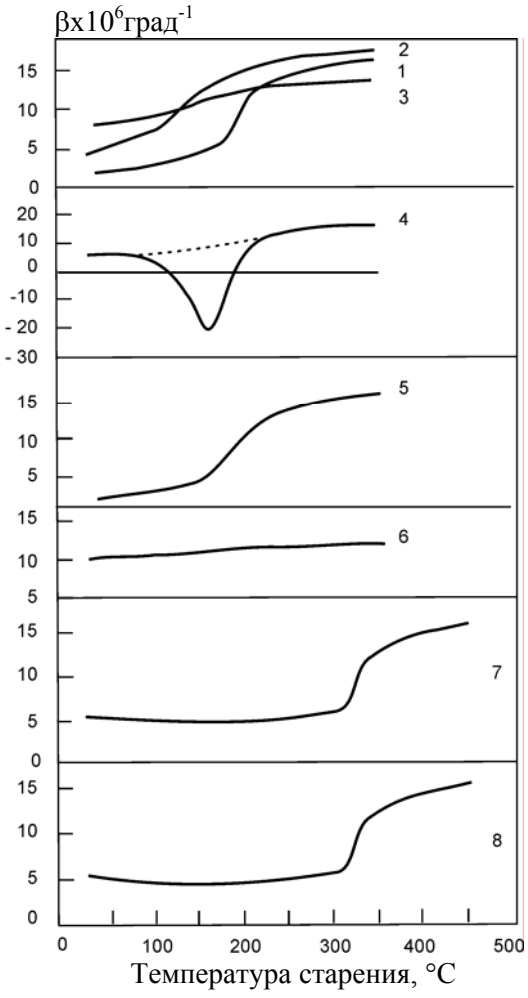


Рис. 3. Температурная зависимость коэффициента линейного расширения β в инварах Н30К10Т3 (1-6) и Н40К10Т3 (7,8) после различных термических обработок: 1 – закалка; 2 – старение при $T_{СТ}$ = 600°С, $\tau_{СТ}$=1ч; 3 – $T_{СТ}$ = 700°С, $\tau_{СТ}$=1ч; 4 – закалка и охлаждение в жидком азоте; 5 – после фазового наклепа (ф.н.); 6 – ф.н. + 700°С – 1ч; 7 – закалка; 8 – $T_{СТ}$=600°С, $\tau_{СТ}$=12ч.

Сплавы Н30К10Т3 и Н40К10Т3 имеют после закалки коэффициенты линейного расширения соответственно $\beta_0 = 2{,}5 \times 10^{-6}$ и $\beta_0 = 5{,}6 \times 10^{-6}$ град$^{-1}$. Для сплава Н30К10Т3 в интервале температур от T_0=20°С до T_1 = 175°С коэффициент линейного расширения увеличивается до $\beta_1 \approx 5 \times 10^{-6}$ град$^{-1}$ (рис.3, кривая 1), а в сплаве Н40К10Т3 в интервале температур от T_0 до $T_1 \approx 310$°С β практически не изменяется (рис.3, кривая 7).

При охлаждении в жидком азоте сплава Н40К10Т3 его однофазная структура не изменяется, а в сплаве Н30К10Т3 она становится двухфазной (γ+α). Присутствие

в метастабильном инваре α-фазы повышает коэффициент линейного расширения до $\beta_0 = 5x10^{-6}$ град$^{-1}$. При нагреве α-фаза оказывается неустойчивой и в интервале температур 100-250°С происходит обратное превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ в аустенит. Такое обратное превращение приводит к повышению минимума АВС на зависимости β(Т) (рис.3, кривая 4). Минимум АВС обусловлен динамическим эффектом и как только закончится обратное превращение $\alpha \rightarrow \gamma$, инвар будет иметь значения, лежащие на линии АС (рис.3, кривая 4) .

В случае непрерывного распада при $T_{СТ}$ = 550 и 600°С и изотермических выдержках от $\tau_{СТ}$ = 1ч до 12 ч зависимость β(Т) в сплаве Н40К10Т3 практически не меняется (ср.кривые 7 и 8 на рис.3). Более того, зависимость β(Т) не изменяется и в случае незначительного прохождения прерывистого распада при $T_{СТ}$=650°С, $\tau_{СТ}$=1ч.

После упрочнения Н30К10Т3 фазовым наклепом β_0 незначительно снижается до $2x10^{-6}$ град$^{-1}$ (рис.3, кривая 5). С увеличением $T_{СТ}$ и $\tau_{СТ}$ происходят те же изменения значений β_0, что и в случае нефазонаклепанного сплава. Однако следует учитывать то обстоятельство, что при одной и той же термической обработке распад твердого раствора в фазонаклепанном сплаве происходит интенсивнее, чем в нефазонаклепанном, поэтому значение β_0 в первом случае будет выше (ср.кривые 3 и 6 на рис.3) [4].

Таким образом, дополнительное легирование инвара Н30К10Т3 никелем в количестве 10% переводит его в стабильное состояние, повышает точку Кюри и коэффициент линейного расширения, но снижает мартенситную точку и твердость в закаленном состоянии. При этом температура старения, при которой достигается максимальная твердость, снижается с 700 до 600°С.

В инваре Н30К10Т3 коэффициент линейного расширения β_0 (при T_0=20°С) увеличивается тем сильнее, чем выше температура старения и в интервале инварности он возрастает до $\beta_1 > \beta_0$. Упрочнение сплава Н30К10Т3 фазовым наклепом снижает коэффициент линейного расширения β и повышает твердость. При этом интервал инварности сужается. Распад пересыщенного твердого раствора после фазового наклепа повышает β_0 как и в случае исходного закаленного состояния. Величина β_0 в интервале инварности сплава Н40К10Т3 не изменяется как в закаленном, так и состаренном состояниях.

Двойное старение (низкотемпературное + высокотемпературное) по сравнению с одинарным позволяет получать больший прирост прочности в сплаве Н30К10Т3, чем в сплаве Н40К10Т3 [4]. Мартенсит охлаждения в инваре Н30К10Т3 повышает значение β_0 и твердость, а в сплаве Н40К10Т3 мартенситное превращение отсутствует.

Список литературы

1. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение аустенитных сталей. М.:Наука, 1989. 270 с.
2. Малышев К.А., Сагарадзе В.В., Сорокин И.П. и др. Фазовый наклеп аустенитных сплавов на железо-никелевой основе. М.:Наука, 1982. 260 с.
3. Уваров А.И., Сандовский В.А., Казанцев В.А. и др. Влияние термических обработок на физико-механические свойства фазонаклепанного инвара Н30К10Т3 //ФММ. 2005. Т.99. №6. С.94-102.
4. А.И.Уваров, В.А.Казанцев, Н.Ф.Вильданова, Е.И.Ануфриева. Влияние термических и термомеханических обработок на коэффициент линейного расширения инвара Н30К10Т3 // Металлы, 2010. в печати.

УДК 669.24′295:539.52:539.4.015:539.538

СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СПЛАВА TI49.4NI50.6

Коршунов Л. Г., Пушин В. Г., Черненко Н. Л., Макаров В. В.

Институт физики металлов, Екатеринбург, Россия,
korshunov@imp.uran.ru

Исследованы трибологические свойства (абразивная износостойкость, удельная работа изнашивания, коэффициент трения, интенсивность адгезионного изнашивания) и эффективная прочность поверхности изнашивания (микротвердость, сопротивление сдвигу) сплава с эффектом памяти формы Ti49,4Ni50,6, находящегося в закаленном мелкокристаллическом (размер зерна 50–100 мкм) и в деформированном методом равноканального углового прессования (РКУП) при 450°С - 8 проходов (размер зерна 0,3 мкм) состояниях. Структурные изменения и характер разрушения поверхности сплава при изнашивании изучены с помощью оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопии. Показано, что сплав с эффектом памяти формы Ti49.4Ni50.6 характеризуется весьма высоким сопротивлением абразивному и адгезионному изнашиванию. По абразивной износостойкости данный сплав превосходит сталь 12Х18Н9 примерно в 2 раза, сталь 110Г13 (Гадфильда) – в 1.3 раза и близок к стали 95Х18 (см. таблицу).

Таблица. Микротвердость ($H_о$, $H_и$), абразивная износостойкость (ε) и удельная работа абразивного изнашивания (W) сплава Ti49,4Ni50,6 и сталей 12Х18Н9, 110Г13, 95Х18

Материал, обработка	Микротвердость, МПа		ε	W, кДж/см^3
	до изнашивания $H_о$	после изнашивания $H_и$		
Ti49,4Ni50,6, закалка 800°С	1970	3830	3,4	84,0
Ti49,4Ni50,6, закалка, РКУП 450°С – 8 проходов	2800	3830	3,3	86,2
12Х18Н9, закалка 1100°С	1600	3800	1,8	63,1
110Г13, закалка 1100°С	2500	5200	2,5	73,4
95Х18, закалка 1050°С в масле, охлаждение -196°С, отпуск 200°С – 1 час	6750	7640	4,1	82,7
Армко-железо	1150	3000	1	32.2

При адгезионном изнашивании в интервале температур испытания -50÷300°С сплав Ti49.4Ni50.6 характеризуется в десятки раз меньшей интенсивностью изнашивания и пониженным в 1.5-2.0 раза коэффициентом в сравнении со сталью 12Х18Н9. Интенсивность адгезионного изнашивания, коэффициент трения и прочность поверхностного слоя никелида титана относительно мало зависят от температуры испытания (рис. 1). Повышенная износостойкость сплава Ti49.4Ni50.6 в общем случае обусловлена наличием у него интенсивного деформационного упрочнения (микротвердость сплава возрастает в 2-3 раза) и большой вязкости разрушения поверхностного слоя. Удельная работа (энергоемкость) изнашивания сплава Ti49.4Ni50.6 заметно выше, чем сталей 12Х18Н9, 110Г13 и 95Х18. Большая вязкость разрушения никелида титана в значительной мере обусловлена эффективной релаксацией высоких контактных напряжений, возникающих в сплаве при изнашивании.

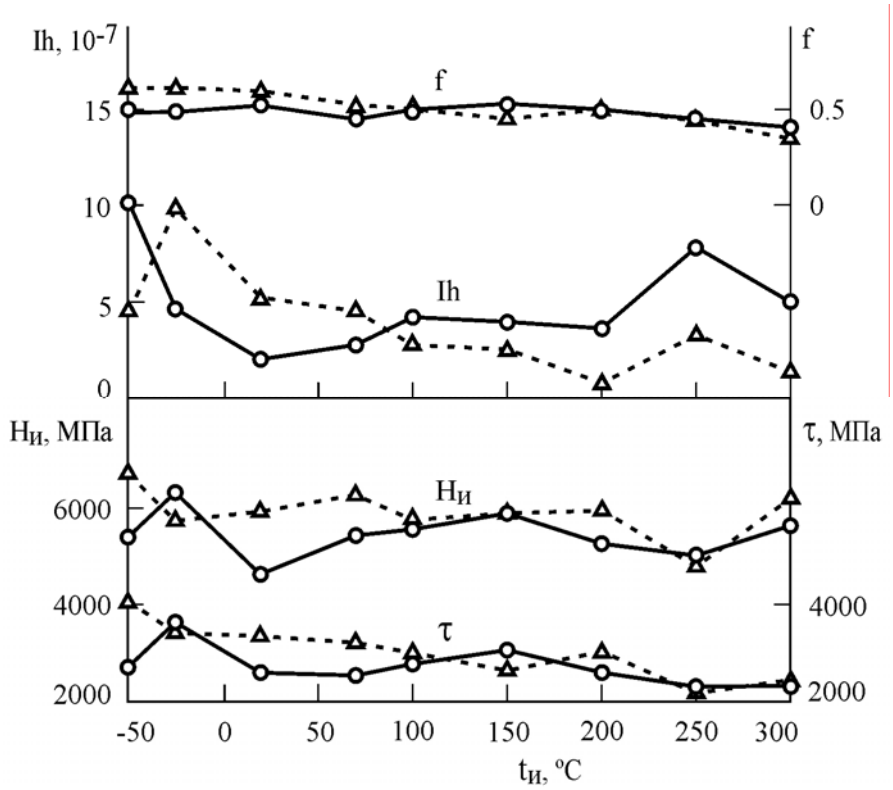


Рис. 1. Влияние температуры испытания $t_и$ на интенсивность адгезионного изнашивания Ih, коэффициент трения f, микротвердость $H_и$ и сопротивление сдвигу τ сплава Ti49,4Ni50,6 в наноструктурном (1) и микрокристаллическом (2) состояниях.

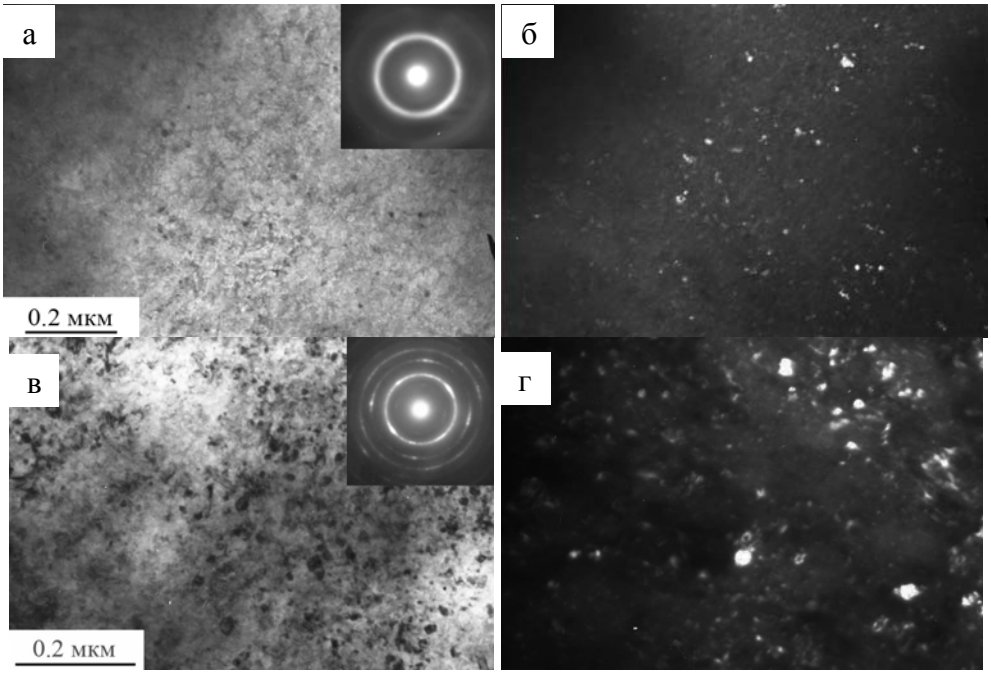


Рис. 2. Электронно-микроскопические светлопольные (*а, в*) и темнопольные (*б, г*) изображения структуры поверхностного слоя толщиной несколько мкм сплава Ti49.4Ni50.6, подвергнутого адгезионному изнашиванию при комнатной температуре в (*а, б*) и при 250°С (*в, г*).

Как показало электронно-микроскопическое исследование, наличие у сплава Ti49.4Ni50.6 указанных характеристик при температурах изнашивания до ≈100°С связано с протеканием в поверхностном слое сплава обратимых мартенситных превращений. Сохранение значительного уровня эффективной прочности, вязкости и износостойкости никелида титана при температурах испытания 200÷300°С (см. рис. 1) обусловлено спецификой деформации и упрочнения стабильной В2-фазы. Создание в сплаве субмикрокристал-лического состояния с помощью РКУП не оказывает влияния на абразивную износостойкость сплава.

Положительный эффект данной деформационной обработки на износостойкость сплава Ti49.4Ni50.6 имеет место в условиях его адгезионного изнашивания при температурах -25÷+70°С. При более высоких температурах испытания (100÷300°С) рассматриваемая деформационная обработка снижает сопротивление сплава адгезионному изнашиванию.

Электронно-микроскопическое исследование показало, что при изнашивании никелида титана в его деформированном поверхностном слое толщиной 1÷5 мкм формируется смешанная структура, состоящая из аморфной фазы и нанокристаллов аустенита и мартенсита (рис. 2а). Указанная структура возникает при отрицательных и комнатной температурах испытания, обеспечивая поверхности сплава высокий уровень прочности, вязкости и износостойкости. В условиях трения при 200÷300°С вблизи поверхности сплава формируется нанокристаллическая структура В2-фазы (рис. 2б), которая, как и аморфно-нанокристаллическая структура, обладает значительной эффективной прочностью, вязкостью и износостойкостью.

Электронно-микроскопическое исследование выполнено в отделе электронной микроскопии ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Работа выполнена по плану РАН (тема «Структура») при частичной финансовой поддержке проекта Президиума РАН 09-П-2-1036 и гранта Роснауки НШ-3706.2010.3.

Список литературы

1. Пушин В.Г., Лотков А.И., Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Дударев Е.Ф., Куранова Н.Н., Дюпин А.П., Гундеров Д.В., Бакач Г.П. О природе аномально высокой пластичности высокопрочных сплавов никелида титана с эффектами памяти формы. Исходная структура и механические свойства. ФММ. 2008. Т. 106. № 5, С. 537-547.
2. Gunderov D., Lukyanov A., Prokofiev E., Kilmametov A., Pushin V., Valiev R. Mechanical properties and martensitic transformations in nanocrystalline $Ti_{49,4}$ $Ni_{50,6}$ alloy produced by high-pressure torsion. Materials Science and Engineering A. 2009. V. 503. P. 75-77.
3. Rong Liu and Li D.Y. Experimental studies on tribological properties of pseudoelastic TiNi alloy with comparison to stainless steel 304. Metallurgical and Materials Transactions. A. 2000. V. 31A. P. 2773-2783.
4. Nakayama H., Tsuchiya K. and Umemoto M. Crystal refinement and amorphisation by cold rolling in TiNi shape memory alloys. Scripta Materialia. 2001. V. 44. P. 1781-1785.
5. Hornbogen E. Microstructure and Wear. – Metallurgical aspects of wear. – Bad Pyrmont, 1979. P. 23-49.
6. Коршунов Л.Г., Шабашов В. А., Черненко Н. Л., Пилюгин В. П. Влияние контактных напряжений на фазовый состав, прочностные и трибологические свойства нанокристаллических структур, возникающих в сталях и сплавах при трении скольжения. МиТОМ. 2008. № 12. С. 24-34.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРО- И МЕТАМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ

Кретинина И. В., Победенная З. В., Киреева И. В., Чумляков Ю. И., Cesari E.*, Karaman I**

ОСП «Сибирский физико-технический институт Томского госуниверситета»
Томск, Россия, i.v.kireeva@mail.ru
** Universitat de les Illes Balears, Departament de Fisica,*
Palma de Mallorca, Spain
*** Department of Mechanical Engineering, Texas A&M University, College Station, USA*

Сплавы с магнитным эффектом памяти формы являются новым классом функциональных материалов, в которых мартенситное превращение (МП) реализуется за счет действия магнитного поля. В настоящее время они интенсивно исследуются, благодаря их отличным функциональным характеристикам – эффекту памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) [1, 2]. Наиболее известным в этом плане является сплав Ni_2MnGa, в котором под действием магнитного поля линейные размеры изменяются более чем на 6 %. Однако в практическом плане использование кристаллов Ni_2MnGa невозможно из-за их хрупкости.

В настоящей работе исследования ЭПФ и СЭ проведены на монокристаллах $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ и $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ (ат.%) в зависимости от ориентации и температуры испытания при деформации сжатием. Выбор монокристаллов сплавов $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ и $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ обусловлен следующим: во-первых, в ферромагнитном сплаве $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ температура Кюри T_C – фазового магнитного перехода не совпадает с температурой фазового мартенситного перехода, а в метамагнитном сплаве $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ – совпадает [1, 2]. Это дает возможность сравнить особенности развития МП у разного класса магнитных сплавов. Во-вторых, данные сплавы обладают различным типом МП, сплав $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ испытывает B2-$L1_0$ МП ($L1_0$-тетрагональный мартенсит), а сплав $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ – $L2_1$-12M МП (12M- слоистый мартенсит) [1, 2]. Это дает возможность проследить влияние различного типа МП на величину термического и механического гистерезисов, которые являются определяющими факторами в проявлении магнитного ЭПФ. Для исследования ориентационной зависимости СЭ и ЭПФ монокристаллов были выбраны ориентации [001] и [011], которые обладают большей величиной деформации решетки ε_0 для каждого типа МП и, следовательно, должны обладать большими величинами ЭПФ и СЭ [1, 2].

Исследования на монокристаллах сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ проводились в состоянии после роста без дополнительных термических обработок. В состоянии после роста кристалл является двухфазным и состоит из высокотемпературной B2-фазы и крупных частиц γ – фазы. При охлаждении B2-структура переходит в $L1_0$ - мартенсит. В данном состоянии температуры B2–$L1_0$ МП, определенные по температурной зависимости электросопротивления, оказываются меньше 100К T_s<100 К, что не позволяет определить величину термического гистерезиса.

В монокристаллах $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ при деформации сжатием обнаружена ориентационная зависимость ЭПФ при B2–$L1_0$ - МП. Максимальные значения ЭПФ наблюдаются в [001]-кристаллах – ε_0 = 4.5%, а в [011]- кристаллах ε_0=2.5%. Экспериментальные значения ЭПФ совпадают с теоретически рассчитанными значениями деформации решетки ε_0 для B2-$L1_0$ - МП [1].

СЭ имеет место от 193 К до 413 К (рис.1). «Окно» СЭ $\Delta T_{СЭ}$, которое в полном объеме не удалось установить из-за ограничения температурных возможностей на установке для [001]- и [011]-кристаллов составляет 220 К (рис.1). Величина СЭ, определенная в экспериментах по циклированию, при T испытания вблизи комнатной для [001]- кристаллов $\varepsilon_{СЭ} = 4–4{,}5\% = \varepsilon_0$, а для [011]- кристаллов $\varepsilon_{СЭ} = 2{,}5\% = \varepsilon_0$. С ростом температуры испытания $\varepsilon_{СЭ}$ при $T > 373$ К уменьшается в обоих ориентациях. Из рис. 1 видно, что [001]- кристаллы характеризуются узким механическим гистерезисом $\Delta\sigma = 25–30$ МПа, тогда как в [011]- кристаллах $\Delta\sigma$ в 2.5 раза больше.

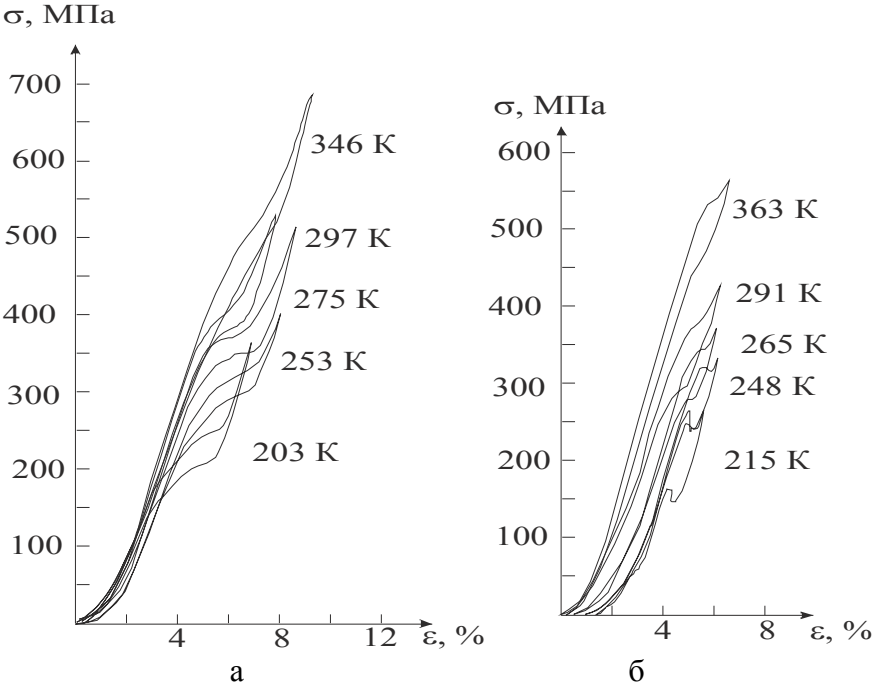


Рис. 1. Кривые сверхэластичности в монокристаллах ферромагнитного сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ при деформации сжатием; *а*) [001]- ориентация; *б*) [011]- ориентация

Исследования на монокристаллах сплава $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ проводились после термической обработки – отжиг при температуре 1173 К в течение 24 часов и плюс дополнительное старение при температуре 923 К в течение 24 часов. После данной термической обработки кристалл оказывается двухфазным – состоит из высокотемпературной фазы с $L2_1$-структурой и частиц γ–фазы с неупорядоченной ГЦК- структурой, которые наблюдаются металлографически на поверхности образца. При охлаждении $L2_1$-структура переходит в 12М-мартенсит. Следовательно, монокристаллы сплава $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ испытывают $L2_1$–12М - МП, которое характеризуется узким температурным гистерезисом $\Delta T = 15$К ($M_s = 282$ К– температура начала прямого МП при охлаждении, $A_f = 297$ К– температура обратного МП при нагреве).

В монокристаллах $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ при деформации сжатием также обнаружена ориентационная зависимость ЭПФ при $L2_1$-12М - МП. Максимальные значения ЭПФ наблюдаются в [001] – ε_0=6.8%, а в [011]- кристаллах ε_0=3.2%. Экспериментальные значения ЭПФ оказываются близкими к теоретически рассчитанным значениям деформации решетки ε_0 для $L2_1$-12М - МП [2].

Исследование сверхэластичного поведения монокристаллов сплава $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ показывает, что совершенная СЭ наблюдается только в [001]-кристаллах от $T = A_f$ до $T = 353$ К в узком температурном интервале $\Delta T = 58$ К. Величина $\varepsilon_{СЭ}$ зависит от температуры. Максимальная величина $\varepsilon_{СЭ} = 6\%$ обнаружена

при $T = A_f$ и с ростом температуры уменьшается до $\varepsilon_{СЭ} = 4\%$. В [011] – кристаллах полной СЭ не наблюдается даже при $T > A_f$ (рис.2).

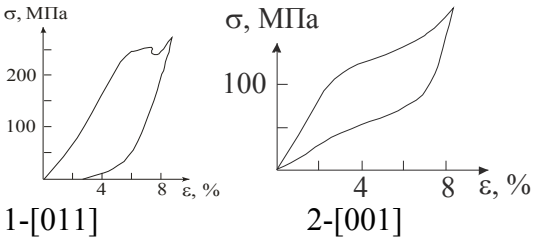


Рис. 2. Кривые свехрэластичности при T=297К для монокристаллов метамагнитного сплава $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ при деформации сжатием: кривая 1 – [011]-кристаллы; 2 – [001]- кристаллы

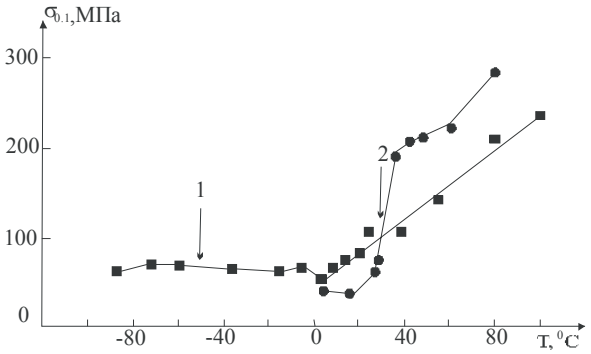


Рис. 3. Температурная зависимость осевых напряжений $\sigma_{0,1}$ для монокристаллов метамагнитного сплава $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ при деформации сжатием: кривая 1 – [001]- кристаллы; 2 – [011]- кристаллы

Исследования температурной зависимости $\sigma_{0,1}(T)$ в [011]- монокристаллах сплава $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ показывают, что напряжения для образования мартенсита под нагрузкой с увеличением температуры растут очень быстро, по сравнению с [001]- кристаллами и становятся сопоставимыми с напряжениями высокотемпературной фазы (рис.3, кривая 2). Следовательно, образование мартенсита под нагрузкой в [011]- кристаллах сопровождается пластической деформацией высокотемпературной фазы, которая при снятии нагрузки затрудняет обратное движение кристаллов мартенсита и приводит к его стабилизации. Если эффект стабилизации отсутствует, как это имеет место в монокристаллах сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ за счет высокого уровня напряжений высокотемпературной фазы [1], то СЭ наблюдается при $T = A_f$, когда возникающий под нагрузкой мартенсит оказывается термодинамически нестабильным при снятии нагрузки.

Итак, впервые на монокристаллах сплава $Ni_{45}Mn_{36.5}Co_5In_{13.5}$ и $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ при деформации сжатием установлена ориентационная зависимость ЭПФ и СЭ.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 08-08-91952 ННИО-а и РФФИ-АФГИ 09-08-92501-ИК-а, гранта CRDF RUE1-2940-ТО-09.

Список литературы

1.Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Панченко Е.Ю. и др. Высокотемпературная сверхэластичность в монокристаллах CoNiGa, CoNiAl, NiFeGa, TiNi// Изв. вузов. Физика. 2008. Т. 51. № 10. С. 19-37.

2. Karaca E., Karaman I., Basaran B., Ren Y., Chumlyakov Yu., Maier H. Magnetic field-induced phase transformation in NiMnCoIn magnetic shape-memory alloys – a new actuation mechanism with large work output. //Adv. Func. Mater. 2009. V.19. P. 1-16.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КРИТИЧЕСКИХ СКАЛЫВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С НИЗКОЙ ВЕЛИЧИНОЙ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ, СОДЕРЖАЩЕЙ АТОМЫ АЗОТА И ВОДОРОДА

Тверсков А. В., Киреева И. В., Чумляков Ю. И.

ОСП «Сибирский физико-технический институт Томского госуниверситета» ,Томск, Россия,
i.v.kireeva@mail.ru

Известно [1,2], что легирование атомами внедрения азотом или углеродом монокристаллов аустенитных нержавеющих сталей (АНС) приводит не только к сильному твердорастворному упрочнению по сравнению с атомами замещения, но и к ориентационной зависимости критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}$ [1,2]. В [1,2] показано, что физическая причина ориентационной зависимости $\tau_{кр}$ в монокристаллах АНС обусловлена ориентационной зависимостью тонкой структуры дислокаций – ее расщепленностью: в $[001]$- кристаллах при растяжении с атомами внедрения взаимодействуют полные дислокации, а в $[\bar{1}11]$ - расщепленные [1,2]. При этом энергия взаимодействия расщепленной дислокации с атомами внедрения оказывается меньше, чем полной: $E_{вз}[\bar{1}11] < E_{вз}[001]$, что приводит к ориентационной зависимости $\tau_{кр}$: $\tau_{кр}[001] > \tau_{кр}[\bar{1}11]$ [1,2]. Такая ориентационная зависимость $\tau_{кр}$ находится в полном соответствии с выводами теоретического анализа о влиянии ориентации приложенных напряжений на величину расщепления d полной a/2<110> дислокации на частичные дислокации Шокли a/6<211> [3], из которых следует, что

$$\gamma_{эфф} = \gamma_0 \pm \frac{m_2 - m_1}{2} \sigma b_1 , \qquad (1)$$

$$d = \frac{G b_1^2}{8\pi\gamma_{эфф}} . \qquad (2)$$

Здесь γ_0 – энергия дефекта упаковки, которая зависит от состава сплава, концентрации атомов внедрения и температуры испытания [1–3]; m_1, m_2 – факторы Шмида для ведущей b_1 и ведомой b_2 дислокаций Шокли соответственно [3]; b_1- модуль вектора Бюргерса дислокации Шокли a/6<211>; σ – приложенные внешние напряжения; $\pm$ -соответственно, для растяжения и сжатия [3]. В [001]- кристаллах при растяжении $m_2 > m_1$ и дислокации, следовательно, испытывают под нагрузкой дополнительное поджатие, что приводит к уменьшению величины их расщепления и увеличению эффективной энергии дефекта упаковки $\gamma_{эфф}$ в соотн. (1). В $[\bar{1}11]$- кристаллах, напротив, $m_1 > m_2$ и дислокации под нагрузкой испытывают дополнительное к состоянию без нагрузки расщепление и уменьшение величины $\gamma_{эфф}$ в соотн. (1).

Анализ литературных данных показывает, что легирование водородом поликристаллов АНС также сопровождается ростом напряжений течения на пределе текучести $\sigma_{0.1}$ [4]. Для того чтобы выяснить приводит ли упрочнение водородом к появлению ориентационной зависимости $\tau_{кр}$, как в случае твердорастворного упрочнения их азотом или углеродом, в настоящей работе проводили исследование влияние водорода на $\tau_{кр}$ в $[\bar{1}11]$- и $[001]$- монокристаллах АНС Fe–18%Cr–12%Ni–2%Mo–0.45%N (мас. %) с низкой величиной энергии дефекта упаковки $\gamma_0 = 0.025$ Дж/м^2 при

деформации растяжением при T = 300К. АНС Fe–18%Cr–12%Ni–2%Mo–0.45%N с высоким содержанием азота стабильна, и не испытывает мартенситных превращений в ходе деформации.

На рис.1 представлена зависимость $\tau_{кр}$ $\left[\bar{1}11\right]$- и $\left[001\right]$- монокристаллов АНС с C_N = 0.45 мас.% от времени наводороживания t = 0–48 часов при плотности тока j = 50мА/см^2 при 300К. На рис.2 показана температурная зависимость $\tau_{кр}(T)$ для монокристаллов $\left[\bar{1}11\right]$ и $\left[001\right]$ АНС после t = 2 часов наводороживания.

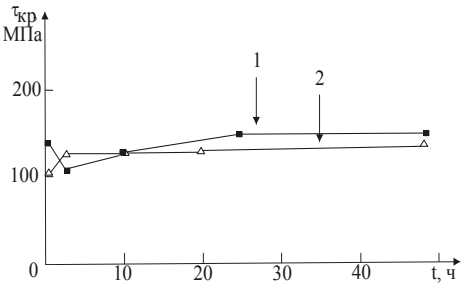


Рис.1. Зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}$ от времени насыщения водородом в монокристаллах стали АНС Fe–18%Cr–12%Ni–2%Mo-0.45%N при деформации растяжением при T = 300К: 1– [001]; 2 – $\left[\bar{1}11\right]$

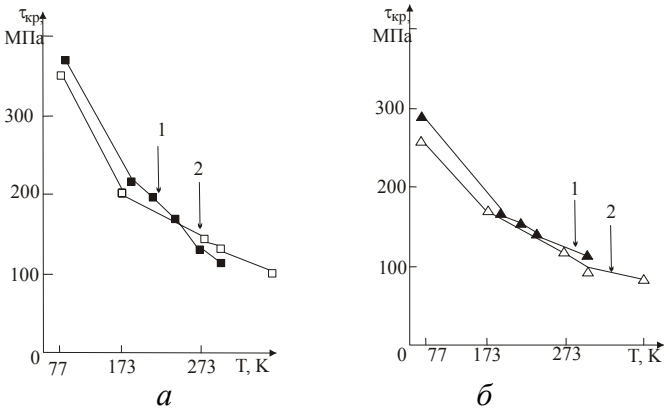


Рис.2. Температурная зависимость $\tau_{кр}$ для монокристаллов стали Fe–18%Cr–12%Ni–2%Mo–0.45%N: *а* – [001]; *б* – $\left[\bar{1}11\right]$; 1– после насыщения водородом в течение t = 2 часов; 2 – без водорода

Из рис. 1, 2 видно, что при легировании азотом C_N = 0.45 мас.% $\tau_{кр}$ зависят от ориентации кристалла и $\tau_{кр}\left[001\right] > \tau_{кр}\left[\bar{1}11\right]$.

Процесс наводороживания при T = 300К приводит к сложному поведению зависимости $\tau_{кр}(t)$, который оказывается зависящим от ориентации кристалла (рис.1). При наводороживании на зависимости $\tau_{кр}(t)$ для $\left[001\right]$-кристаллов наблюдается три стадии: первая стадия при $t \le 2$ ч связана с падением $\tau_{кр}$, вторая стадия $2 < t < 10$ ч – с ростом $\tau_{кр}$ и третья стадия при $t > 10$ ч характеризуется слабым ростом $\tau_{кр}$ с увеличением времени наводороживания (рис.1, кривая 1). В $\left[\bar{1}11\right]$- кристаллах при наводороживании наблюдается две стадии: первая стадия при $t \le 2$ ч связана с ростом $\tau_{кр}$, вторая стадия при $t > 2$ ч характеризуется слабым ростом $\tau_{кр}$ (рис.1, кривая 2). В отличие от кристаллов $\left[001\right]$ в кристаллах $\left[\bar{1}11\right]$ при одинаковых условиях наводороживания падения $\tau_{кр}$ при $t \le 2$ ч не наблюдается. Из рис.1 видно, что наводороживание монокристаллов АНС, также как и легирование азотом, приводит к появлению ориентационной зависимости $\tau_{кр}$. Однако ориентационная зависимость $\tau_{кр}$ меняет свой характер в зависимости от времени наводороживания. Так, после наводороживания $\left[\bar{1}11\right]$-, $\left[001\right]$- монокристаллов АНС с C_N = 0.45 мас.% в течение 2 часов в $\left[001\right]$- кристаллах наблюдается эффект разупрочнения – $\tau_{кр}$ в этих кристаллах после наводороживания оказываются меньше, чем в этих же кристаллах, содержащих

только атомы азота C_N= 0.45 мас.% (рис.1, 2). Тогда как в $[\bar{1}11]$- кристаллах, напротив, имеет место эффект упрочнения – $\tau_{кр}$ в этих кристаллах после наводороживания становятся выше, чем в этих же кристаллах, содержащих только атомы азота C_N = 0.45 мас.%. Из рис.1, 2 видно, что после дополнительного наводороживания в течение 2 часов в монокристаллах АНС с C_N = 0.45 мас.% при T = 300К обнаруживается ориентационная зависимость $\tau_{кр}$ обратная той, что имеет место в монокристаллах АНС, содержащих только атомы азота [1]: $\tau_{кр}[\bar{1}11] > \tau_{кр}[001]$. С увеличением времени наводороживания t >10 ч ориентационная зависимость становиться аналогичной состоянию без атомов водорода и $\tau_{кр}[001] > \tau_{кр}[\bar{1}11]$ (рис.1).

Физическая природа ориентационной зависимости $\tau_{кр}$ при больших временах наводороживания t >5 часов в данной статье не рассматривается. Наиболее интересным представляется анализ нового типа ориентационной зависимости $\tau_{кр}$: $\tau_{кр}[\bar{1}11] > \tau_{кр}[001]$, который наблюдается в монокристаллах АНС при T = 300К при t = 2ч наводороживания. В этом случае $[\bar{1}11]$- кристаллы становятся «жесткими», в них имеет место эффект упрочнения и $\tau_{кр}$ оказываются выше, чем $[001]$- «мягких» кристаллах, в которых наблюдается эффект разупрочнения (рис.1, 2). При T = 300К атомы водорода очень подвижны, в результате этого водород может перераспределяться по образцу, выходить из него и диффундировать к ядру краевых и смешанных дислокаций, создавая, таким образом, атмосферы Коттрелла и Судзуки. Если дислокации a/2<110> не расщеплены на частичные дислокации Шокли a/6<211>, то атмосферы Коттрелла могут перемещаться вместе с дислокацией. В этом случае реализуется эффект экранирования упругого поля дислокаций за счет сегрегации атомов водорода в ядре дислокации. Такой эффект можно рассматривать как эффективное уменьшение величины вектора Бюргерса a/2<110> дислокации. Следовательно, дислокации, вязко двигающиеся с атмосферой Коттрелла из атомов водорода, будут теперь преодолевать упругие поля от дислокаций «леса» и неподвижных атомов азота при меньших напряжениях, чем дислокации без атмосфер.

В $[\bar{1}11]$-кристаллах в отличие от $[001]$- кристаллов полные дислокации a/2<110> оказываются расщепленными на частичные дислокации Шокли a/6<211> [1]. Поскольку сила взаимодействия расщепленной дислокации с атомом внедрения меньше, чем полной дислокации, то при наводороживании в $[\bar{1}11]$-кристаллах расщепленные дислокации будут слабо взаимодействовать с атомами водорода и, следовательно, эффект экранирования в них будет меньше, чем в $[001]$- кристаллах.

Качественно слабый эффект экранирования в $[\bar{1}11]$-кристаллах подтверждается исследованиями дислокационной структуры. При одинаковых условиях испытания (температура, величина, скорость деформации) количество дислокаций в плоском скоплении в $[\bar{1}11]$-кристаллах в состоянии без водорода оказывается близким к состоянию с водородом.

Список литературы

1. Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Лузгинова Н.В. Ориентационная зависимость критических скалывающих напряжений в монокристаллах аустенитной нержавеющей стали Fe-26%Cr-32%Ni-3%Mo с азотом. // ФММ. 2002. Т. 93. №4. С. 88-98.

2. Chumlyakov Yu.I., Kireeva I.V., Litvinova EI. et. all. Strain hardening in single crystals of Hadfield steel.// The Physics of Metals and Metallography. 2000. V. 90. Suppl.1. P. S1-S17.
3. Copley S.M., Kear B.H. The dependence of the width of a dissociated dislocation on dislocation velocity // Acta Met. 1968. V.16. №2. P.231-237.
4. Brass A.-M., Chene J. Hydrogen uptake in 316L stainless steel: Consequences on the tensile properties.//Corrosion science. 2006. V.48. P. 3222-3242.

УДК 579.374

ИССЛЕДОВАНИЕ РОТАЦИОННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Мещеряков Ю. И., Атрошенко С. А., Диваков А. К., Наумова Н. С.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
satroshe@mail.ru

С позиции статистической механики, отклик твердого тела на ударное нагружение количественно характеризуется, во-первых, средней массовой скоростью u и, во-вторых, вариацией массовой скорости D (квадратным корнем из дисперсии скорости), которая определяет среднюю амплитуду изменения массовой скорости. Энергия на раскачку флюктуаций скорости берется из внешней нагрузки и количественно характеризуется так называемым «дефектом массовой скорости» Δu. Режим динамического деформирования, при котором вариация массовой скорости на мезоуровне-1 (0,1 – 10мкм) сравнивается с дефектом скорости на плато импульса сжатия, соответствует «режиму универсального статистического равновесия Колмогорова», известному в теории турбулентности.

Ударное нагружение мишеней диаметром 52мм и толщиной 5мм в условиях одноосной деформации в диапазоне скоростей ударника 100÷500м/с проводили на легкогазовой метательной установке калибра 37мм. В большинстве опытов толщину ударника подбирали такой, чтобы реализовать условия тыльного откола. Для регистрации временных профилей скорости свободной поверхности мишеней использовали модифицированный двухканальный скоростной интерферометр с высоким пространственным (~50μm) и временным (~ 1нс) разрешением. Кроме временного профиля средней скорости $u(t)$, данный интерферометр позволяет измерять вариацию массовой скорости, которая является статистической количественной характеристикой пульсаций массовой скорости на мезоуровне. С использованием данной методики было проведено испытание стали 45ХНМФА, прошедшей разные режимы термообработки, стали 30ХН4М в стандартном режиме термообработки и стали 28Х3СНМФА в отожженном состоянии. Результаты испытаний стали 45ХНМФА показали, что максимальное значение откольной прочности материала, определяемой разностью скорости свободной поверхности между максимумом и минимумом на заднем фронте импульса сжатия, приходится на такую скорость ударника, при которой дефект массовой скорости и вариация скорости оказываются равными друг другу. С физической точки зрения выход откольной прочности на максимум означает, что релаксация внутренних напряжений и мезо-макро энергообмен в динамически деформируемом материале происходит наиболее эффективным способом. Другими словами, в этом режиме динамического деформирования вся переданная де-

формируемой среде энергия расходуется только на пластическое деформирование, так что процесс трещинообразования как бы «заморожен».

После ударных испытаний все мишени разрезали по одной из плоскостей вдоль направления распространения волны и исследовали методами оптической и растровой электронной микроскопии для выявления механизмов динамического деформирования и морфологии носителей деформации и разрушения на мезоуровне. В то время как на макроуровне условия одноосной деформации обеспечивают одномерный характер движения среды, на более низком структурном уровне (мезоуровне), на котором инициированы крупномасштабные флюктуации массовой скорости, движение среды сугубо трехмерное. С позиции механики это утверждение вытекает из требования сохранения условия сплошности среды. Микроструктурные исследования сталей, проведенные после ударного нагружения, также подтверждают тот факт, что пространственная морфология носителей динамической деформации на мезоуровне имеет трехмерный характер. Более того, эти исследования позволяют конкретизировать тип механизма динамической пластичности на мезоуровне. Отличительным свойством испытуемых сталей является ротационный механизм динамического деформирования. В наибольшей степени ротационный характер деформирования проявляется при скорости деформации, для которой вариация массовой скорости оказывается равной дефекту скорости. Ротационные ячейки имеют весьма сложное пространственное строение, которое заложено еще при изготовлении и термической обработке сталей. Как оказалось, каждая ротационная ячейка состоит из центрального ядра диаметром 1÷2μm и семейства пластин, окружающих это ядро, так что пространственная конфигурация ротационной ячейки напоминает веер размером 6÷7μm. Химический анализ, проведенный с помощью приставки “Link” к растровому микроскопу “Camscan”, показал, что центральное ядро ячейки – это упрочняющая карбидная фаза, в то время как окружающие его пластины имеют строение мартенсита.

На мезоуровне-2 описанные выше ротационные ячейки объединяются в цепочки и кольца диаметром 50÷100μm. Типичные структурные образования на мезоуровне-2 имеют форму спирали, которая визуализирует вихревую структуру, сформированную под совокупным действием сферической компоненты растягивающего напряжения и сдвигового напряжения в откольной зоне мишени. Носителем деформации здесь является ротационная ячейка мезоуровня-1. При этом в процессе деформирования материала сами ротационные ячейки остаются на своем месте, движение передается от одной ячейки другой под действием вихревого поля, являющегося совокупностью сферической и сдвиговой компонент. При длительности растягивающей фазы напряжения в откольной зоне ~ 0,3мкс и полной длине спиралевидной ротационной ячейки получено значение скорости распространения деформационного фронта вдоль этой спирали ~ 200м/с, что сопоставимо со скоростью распространения трещин в хрупких материалах.

В таблице 1 представлены значения откольной прочности $W_{\text{отк}}$ в виде разности скоростей на заднем фронте импульса сжатия между максимумом скорости на плато и первой реверберацией скорости на заднем фронте и плотности ротационных ячеек в зависимости от скорости ударника. Из этой таблицы видно, что максимальная откольная прочность соответствует максимальной плотности ротационных ячеек. Это значит, что ротационный механизм динамической пластичности обеспечивает наиболее эффективную релаксацию внутренних напряжений.

Ротационный механизм свойственен не только процессам динамического деформирования на мезоуровне, но также и процессам динамического разрушения. Были получены изображения спиралевидной трещины, стартовавшей из поры в откольной зоне мишени стали 28Х3СНМФА. Под совокупным действием сферической компоненты всестороннего растягивающего напряжения и сдвиговой компоненты

вихревого поля трещина по мере продвижения увеличивает диаметр ротации, образуя спираль. При общей длине трещины в 30мкм и длительности растягивающей фазы откольного процесса в 0,3мкс, получим для скорости трещины величину 100м/с, что является вполне реальной величиной для процессов динамического разрушения.

Таблица 1. Значения откольной прочности W и плотности ротационных ячеек $N_г$ для стали 45ХНМФА в зависимости от скорости ударника $U_{уд}$

U_{imp}, m/s	W, m/s	$N_г$, cm^{-2}
278	197	145
352	222	270
408	190	119
450	190	23

Таким образом, проведены исследования процессов динамического деформирования и разрушения на мезоуровне. Для трех марок высокопрочной стали экспериментально показано, что максимальная откольная прочность реализуется в том случае, когда вариация массовой скорости на мезоуровне-1 сравнивается с дефектом скорости на плато импульса сжатия, что соответствует «режиму универсального статистического равновесия Колмогорова». Ротационная пластичность твердых материалов реализуется при переходе материала в структурно-неустойчивое состояние.

Микроструктурные исследования сталей после ударного нагружения показывают, что в высокопрочных сложнолегированных сталях ротационные ячейки являются носителями деформации на мезоуровне и имеют сложную пространственную морфологию. Каждая ротационная ячейка состоит из центрального ядра упрочняющей фазы и окружающих это ядро мартенситных пластин. В процессе динамического деформирования под действием вихревого поля осуществляется поступательное движение мартенситных пластин вокруг центрального ядра. Наибольшая откольная прочность материала реализуется при независимом движении ротационных ячеек относительно друг друга, когда релаксация внутренних напряжений и мезо- макроэнергообмен протекают наиболее эффективно.

Работа выполняется при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований: гранты 09-02- 00693-а, 08-02-0329-а, 08-01-00646-а, 08-01-12009-офи, 08-01-92201-ГФЕН-а.

Список литературы

1. Ю.И. Мещеряков, С.А. Атрошенко, А.К. Диваков, Ю.Ф. Титовец, Н.С. Наумова. Откольная прочность вязких высокопрочных сталей в ротационном режиме пластичности. Научно-технические ведомости СПбГПУ, 2009, № 3, с. 95-99

ОБ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОМ ИССЛЕДОВАНИИ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ УДАРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ РАСПРЕДЕЛЕННОЙ РАДИАЛЬНОЙ НАГРУЗКИ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНЫМ МЕТОДОМ

Кац В. М., Лукин А. А., Морозов В. А., Петров Ю. В., Удовик А. Г., Федоровский Г. Д.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
Anton_Lukin@mail.ru

В [1] описаны современные эксперименты и результаты известных специалистов Рави-Чандара и Чанга по высокоскоростному тангенциальному растяжению магнитно-импульсным методом тонких металлических колец до разрыва.

В настоящей работе рассмотрено развитие подхода [1] для области существенно более короткого нагружения. Получены две модификации подхода, позволившие уменьшить период синусоидальной нагрузки во времени в семь и в пятьдесят раз, а также определять момент разрыва образца фотоприемником по вспышке, возникающей при разрыве кольца, с регистрацией импульса нагрузки и сигнала фотоприемника на цифровом осциллографе.

Обе модификации были реализованы на базе генератора коротких высоковольтных импульсов ГКВИ-300, обеспечивающего формирование электрических напряжений с амплитудами 30 – 300кВ.

Были испытаны кольцевые образцы из дюралюминия марки Д16 с внутренним диаметром 28 мм. При воздействии электрических напряжений с длинным периодом кольца имели толщину 0.11–0.40 и ширину 0.5–1.0 мм. В случае малого периода – толщину 0.11, ширину 1.0 мм. Были проведены также эксперименты на кольцах из фольги толщиной 0.03 и шириной 1.5 – 2.0 мм. На рис. 1 представлены образцы до испытания и после, а также схема нагружения. Ток, проходящий по катушке, на которой коаксиально располагается кольцевой образец, наводит в нем индукционный ток, а взаимодействие этих токов порождает силу отталкивания между соленоидом и кольцом.

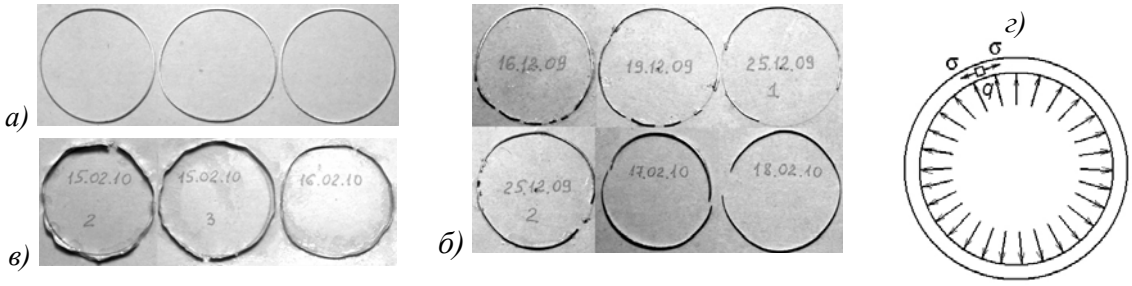


Рис. 1. Образцы: *а*) перед испытанием; *б*) после разрушения длинными импульсами; *в*) после разрушения короткими импульсами (2 левых образца – из фольги); г) схема нагружения образца (*q* – нагрузка, σ – растягивающее напряжение)

Электрические блок-схемы установки при реализации синусоидальной нагрузки с периодом T = 7.4 мкс (модификация 1) и с периодом 1 мкс (модификация 2) приведены на рис. 2 и 3, соответственно.

При испытании кольцевых образцов с периодом синусоидального тока T = 7,4 мкс (рис.2) заряд конденсатора (C) осуществлялся от выпрямительного устройства (*ВЫП*) с регулируемым напряжением от 12 до 24 кВ. Далее производился разряд конденсатора (C) через катушку (L) с помощью высоковольтного разрядника (K).

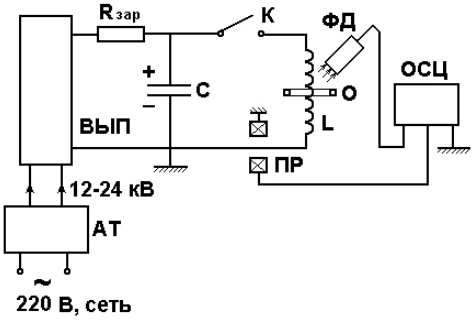


Рис. 2. Блок-схема установки при воздействии синусоидальной электромагнитной нагрузки с периодом $T = 7.4$ мкс:
АТ – автотрансформатор;
ВЫП – выпрямитель;
$R_{зар}$ – зарядное сопротивление;
С – конденсатор; *К* – разрядник;
ПР – пояс Роговского;
L – катушка (соленоид без сердечника);
О – образец (металлическое кольцо);
ФД – фотодиод; *ОСЦ* – осциллограф.

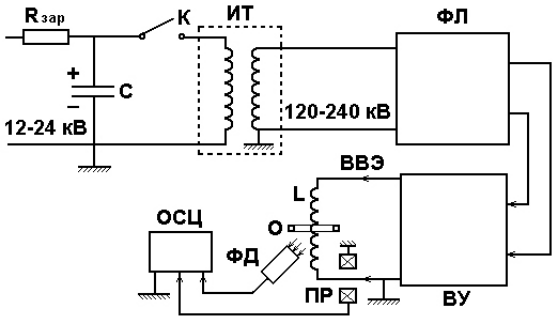


Рис. 3. Блок-схема установки при воздействии синусоидальной электромагнитной нагрузки с периодом $T = 1$ мкс:
ИТ – импульсный трансформатор;
ФЛ – формирующая линия;
ВУ – выходное устройство;
ВВЭ – высоковольтный электрод.

Катушка изготовлена из медного провода диаметром 1мм, имеет 5 витков, диаметр катушки 25 мм. Ток, проходящий через катушку, измерялся поясом Роговского (*ПР*) и отображался на цифровом осциллографе (*ОСЦ*), информация с которого записывалась на электронном носителе. При разрыве кольца (*О*), коаксиально закрепленного на середине катушки (*L*), возникала искра, которая позволяла с помощью фотодиода (*ФД*) фиксировать момент разрушения образца.

На рис. 4*а* показано устройство для испытания образцов, а на рис. 4*б* – фотография вспышки при разрыве кольца.

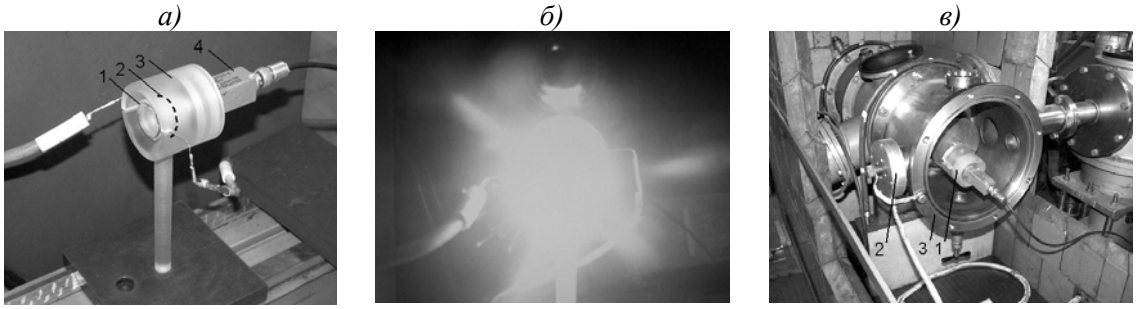


Рис. 4. Испытание образцов: *а*) при $T = 7.4$ мкс (1 – соленоид; 2 – образец; 3 – корпус, позволяющий улавливать фрагменты разрушенного образца; 4 – фотодиод); б) вспышка при разрушении образца; в) эксперимент при $T = 1$мкс (1 – корпус; 2 – пояс Роговского; 3 – выходное устройство).

Более сложная установка применялась при испытании образцов, когда через катушку пропускался ток с периодом затухающих колебаний T = 1мкс. Ее блок-схема приведена на рис. 3. С помощью импульсного трансформатора (*ИТ*), системы двух связанных электрических контуров и формирующей линии (*ФЛ*) напряжение синусоидального сигнала повышалось в 10 раз по сравнению с вышеописанным случаем (рис. 2). Оно подавалось на эту же катушку через выходное устройство (*ВУ*) (см. рис. 4*в*). Однако период колебаний тока здесь уже был $T = 1$мкс.

На рис. 5 изображены осциллограммы тока через катушку (2) и сигнал с фотодиода (1), фиксирующего момент разрыва образца, для двух вариантов испытаний: T = 7,4мкс и T = 1мкс. В двух приведенных вариантах использовались одинаковые образцы. Из осциллограмм следует, что в обоих случаях разрушение образцов произошло в конце второго периода тока, протекающего через катушку.

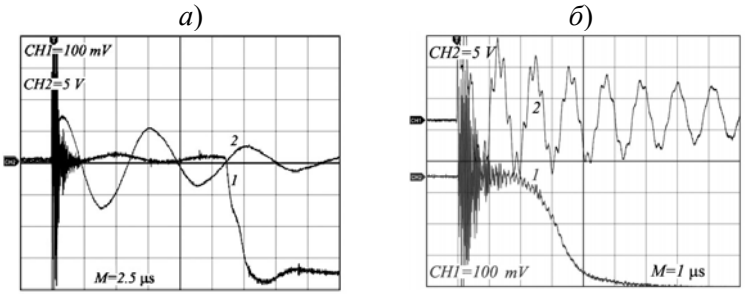


Рис. 5. Осциллограммы сигнала с фотодиода (1) и тока с пояса Роговского (2); а) при периоде тока $T = 7.4$ мкс; б) при $T = 1$ мкс.
Размеры образца: $b = 1.0$, $h = 0{,}11$ мм.

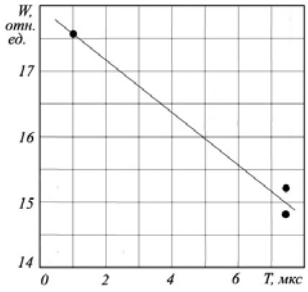


Рис. 6. Зависимость электромагнитной энергии разрушения кольца W от периода тока T.

Для сравнения приведем параметры двух вариантов испытаний.

Параметры испытаний	Вариант 1	Вариант 2
Напряжение заряда конденсатора	20 кВ	27 кВ
Энергия заряженного конденсатора	100 Дж	180 Дж
Амплитуда тока через катушку	1836 А	5275 А
Период колебания тока в катушке	7,4 мкс	1 мкс
Время до разрушения	13,4 мкс	2 мкс

По осциллограммам тока через катушку *I(t)* численно определялась величина $\int_0^{t_c} I^2(\tau)d\tau$, где t_c – время от момента приложения напряжения до разрушения. Данная величина пропорциональна электромагнитной энергии разрушения образца *W*. Зависимость величины *W* от периода тока в катушке *T* приведена на рис. 6. Анализ данной зависимости, а также сравнение энергии заряда конденсатора и амплитуды тока через катушку для двух случаев нагружения (см. таблицу) показывают, что при более коротких периодах тока требуется большая электромагнитная энергия разрушения, чем при длинных.

Разработан и апробирован магнитно-импульсный метод разрушения и фоторегистрации момента разрушения кольцевых металлических образцов при существенно коротких импульсах нагружения. Установлено, что с укорочением воздействия энергия, требуемая для разрушения образца, возрастает. Метод может быть использован для тестирования прочностных свойств проводящих материалов, проволок и фольг при коротких интенсивных воздействиях.

1. O. H. Zhang, K. Ravi-Chandar On the dynamics of necking and fragmentation – I. Real-time and post-mortem observations in Al 6061 // International Journal of Fracture, 2006. – P. 183-217.

УДК 539.3

О ВОЗМОЖНОСТЯХ ПРИМЕНЕНИЯ ОБОБЩЕННОГО ВРЕМЕНИ К ОПИСАНИЮ НЕРАВНОВЕСНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В РЕОЛОГИЧЕСКИ СЛОЖНЫХ СРЕДАХ

Федоровский Г. Д.

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия
g.fed@pobox.spbu.ru

В настоящее время для описания механических свойств деформируемых тел, проявляющих нелинейное поведение в неравновесных процессах, все больший интерес исследователей занимает подход с обобщенным временем. Это связано с эффективностью и универсальностью этого метода при учете влияния на среды различных физико-химико-механических воздействий: температуры, влажности, радиации, старения, механической нелинейности и т.п., путем использования различных физико-химико-механо-временных соответствий. Следует заметить, что этим направлением в разное время занимались такие крупнейшие специалисты механики деформируемого тела России, как Илюшин А.А., Москитин В.В., Новожилов В.В., Огибалов П.М., Работнов Ю.Н., Ржаницын А.Р., и др. Наиболее «прижившимся» общим названием направлений в нелинейной механике вязкоупругопластичных сплошных сред с использованием обобщенного времени является сейчас предложенная Валанисом «эндохронная концепция». К настоящему времени наметилось и сформировалось несколько подходов данного направления, способов применения и путей развития. Проанализируем основные из них.

1. Подход Шэпери основан на использовании «горизонтального» и «вертикального» «простого» и «сложного» масштабирования времени по инвариантам механических тензоров и их производных по времени в линейных интегральных уравнениях вязкоупругопластичности Больцмана-Вольтерра наследственного типа при сложном напряженно-деформированном состоянии среды. Необходимо отметить, что и все другие теории базируются на использовании линейных или нелинейных интегральных уравнений наследственного вида. Во втором случае их можно отнести к уравнениям «смешанного» типа, учитывающим нелинейность применением нелинейного ядра и нелинейным преобразованием времени. В случае изотермического одноосного растяжения (сжатия, чистого изгиба) наиболее простое уравнение ползучести Шепери имеет вид

$$\varepsilon(t) = \int_{0^-}^{t} P(\xi - \zeta)\dot{\sigma}(\tau)d\tau, \quad \xi - \zeta = \int_{\tau}^{t} \frac{d\omega}{a^{\sigma}\left[\sigma(\omega)\right]}, \tag{1.1}$$

где ε, σ и t деформация, напряжение и «естественное» (лабораторное) время, а P, ξ и a^{σ} – функция ползучести, обобщенное время и горизонтальный коэффициент редукции (обратная величина масштаба (меры)) обобщенного времени. Использование помимо горизонтального фактора вертикального позволяет дополнительно учесть явления необратимой пластичности, упрочнение и разупрочнение, нелинейность, но делает общую схему описания эклектичной, затрудняет идентификацию исходных и обратных определяющих функций.

2. Теория «термодинамического» времени Вакуленко базируется на законах термодинамики необратимых процессов. Термодинамическое (обобщенное) время введено как интеграл от скорости производства θ энтропии s элементарного объема среды в интервале лабораторного времени

$$\lambda = \int_0^t \theta(\rho) d\rho \,. \qquad (2.1)$$

Таким образом, термодинамическое время представляет собой нечто вроде энтропии процесса деформирования, величину которой определять нетривиально.

3. Эндохронный подход Валаниса является частным случаем теории Шэпери, когда вязкость зависит от скорости деформаций. Уравнения Валаниса для сложного напряженно-деформированного состояния изотропной среды имеют вид

$$s_{ij} = \int_{z_0}^{z} \mu(z - z_0)\dot{e}_{ij}(\tau) d\tau \,, \quad \sigma_{kk} = \int_{z_0}^{z} K(z - z_0)\dot{e}_{kk}(\tau) d\tau \,, \qquad (3.1)$$

$$dz = d\xi \qquad f(\chi) \,, \quad d\xi^2 = \alpha^2 d\chi^2 + \beta^2 dt^2 \,, \quad d\chi^2 = P_{ijkl} d\varepsilon_{ij} d\varepsilon_{kl} \,. \qquad (3.2)$$

Здесь в верхней строке указана «обычная» интегральная наследственная связь компонентов девиаторных и шаровых частей тензоров напряжений и деформаций, а в нижней дана интерпретация собственного времени z и его определяющих параметров: f – упрочнения, α и β – «коэффициентов эндохронности» (первый учитывает влияние деформаций ε_{ij}, а второй – времени t). P_{ijkl}, как и μ, K – другие определяющие функции материала. Основное различие работ исследователей, занимающихся подходом Валаниса, заключается в конкретизации и задании указанных параметров. Отметим, что одним из общих недостатков подходов 1–3 является обусловленная их видом неявная схема нахождения необходимых определяющих параметров для уравнений. Коэффициенты эндохронности в постулируемой квадратичной форме второго соотношения (3.2) не имеют ясного физического смысла присущего другим подходам.

4. Теория обобщенного времени Федоровского. Для полноценного описания поведения реологически сложных сред в немонотонных процессах в наших работах применяются квазилинейные интегральные определяющие соотношения в пространстве обобщенного времени, при использованием масштабов обобщенного времени в виде обладающих «памятью» функционалов, в отличие, от наиболее часто используемых, «простых» и, совсем редко, «сложных» масштабов-функций, не учитывающих предысторию процесса. Построены универсальные масштабы-функционалы с иерархической структурой, обусловленной видом нагружения. Предложены варианты определяющих уравнений изотропной и анизотропной сред. Построены канонические, унифицированные уравнения, применимые для линейной и нелинейной областей деформирования. В случае изотермического одноосного растяжения (сжатия, чистого изгиба) уравнение ползучести имеет вид

$$\varepsilon(t) = \overline{P}^{\xi}\sigma = \int_{0^-}^{t} P(\xi^{\sigma} - \zeta)\dot{\sigma}(\tau) d\tau \,, \qquad (4.1)$$

и, «обратное» ему, уравнение релаксации имеет аналогичную форму. Естественно принять $\xi^{\sigma} = \xi^{\varepsilon} = \xi$, тогда функции ползучести P и релаксации R могут быть вычислены одна по другой – по любому из линейных соотношений

$$\overline{P}R = \overline{R}P = \int_{0^-}^{t} P(\xi - \zeta)\dot{R}(\zeta) d\zeta = \int_{0^-}^{t} R(\xi - \zeta)\dot{P}(\zeta) d\zeta = 1. \quad \xi = \xi^{\sigma} = \xi^{\varepsilon} \,. \qquad (4.2)$$

По последнему соотношению могут быть вычислены масштабы времени. Проведенные в широкой области изменения параметров эксперименты для многих материалов показали, что уже при умеренных деформациях среды обладают «сложным» масштабом времени $g^{\sigma}(t, \sigma)$ – сложной функцией лабораторного времени и напряже-

ния, даже в режиме нагружения $\sigma(t) = H(t)\sigma^0$. В случае немонотонного процесса $\sigma(t)$ для соотношения (4.1) при использовании сложного масштаба в наших работах введено

$$\xi^\sigma - \zeta = \bar{G}^\sigma_{\tau,t} = \int_{\tau^+}^{t^-} G^\sigma\left[t-\rho,\sigma(\rho)\right]d\rho = \int_{\tau^+}^{t^-}\left\{g^\sigma\left[t-\rho,\sigma(\rho)\right] - \frac{\partial g^\sigma\left[t-\rho,\sigma(\rho)\right]}{\partial\rho}\rho\right\}d\rho. \quad (4.3)$$

$g^\sigma(t,\sigma) = 1$, если $t = 0$ или $\sigma \le \sigma_l$ (σ_l – граница линейной ползучести). В случае $\sigma(t) = const$ $\xi^\sigma - \zeta = g^\sigma(t-\tau,\sigma)(t-\tau)$, $\xi^\sigma(t) = g^\sigma(t,\sigma)\cdot t$. Для описания ускоренного или замедленного отклика (упрочнения или разупрочнения) введен построенный по иерархическому принципу масштаб-функционал $\bar{G}^\sigma_{\sim}$, представляющий собой произведение сложного масштаба-функции $G^\sigma(t,\sigma)$ и масштаба-функционала $\bar{g}^\sigma_{\sim}(\dot\sigma)$ – корректирующий G^σ:

$$\bar{G}^\sigma_{\sim}(t,\sigma,\dot\sigma) = G^\sigma(t,\sigma)\cdot\bar{g}^\sigma_{\sim}(\dot\sigma),\ \ \bar{g}^\sigma_{\sim}(\dot\sigma) = 1 + \int_0^\rho q^\sigma(\lambda)\dot\sigma(\lambda)d\lambda;\ \ q^\sigma(0) = 0. \quad (4.4)$$

На участках, где $\dot\sigma = 0$ $\bar{G}^\sigma = g^\sigma$. Функция $q^\sigma(t)$ может зависеть от знака $\dot\sigma$, т.е. иметь вид $q^\sigma = q^\sigma = \left[t, sign(\dot\sigma)\right]$. Для описания ускоренного отклика величина масштаба-функционала $\bar{g}^\sigma_{\sim}(\dot\sigma)$ должна быть больше единица, а для замедленного – меньше единицы. Масштаб-функционала $\bar{G}^\sigma_{\sim}$ может быть построен различным образом, как с использованием линейной подструктуры типа (4.4), так и нелинейной.
Анализ данных проведенных нами и другими исследователями экспериментов показал, что введенные определяющие параметры уравнений имеют ясный физический смысл, связанный со структурой сред и физическими переходами. Установлена определенная корреляция параметров между собой.

5. Эндохронный подход как путь модификации нелинейных теорий и способ их сравнения. Помимо эндохронной концепции известно множество других подходов для описания определяющих свойств. Это может быть объяснено, с одной стороны, незавершенностью решения проблемы описания нелинейного поведения сред, а, с другой стороны, - нетривиальным и разнообразным поведением сред, которое приводит к необходимости поиска различных путей. Каждый подход обладает своими достоинствами и недостатками. Как было отмечено, эндохронная концепция позволяет унифицировать изменение механических свойств сред при различных физико-химико-механических воздействиях. Кроме того (это отмечено в наших работах), она дает путь модификации других теорий посредством получения для них эндохронных параметров - введения масштабов обобщенного времени в виде «простой», и «сложной» функции, как и функционалов. Предоставляет возможность расширить способы описания. Проводить единообразное сравнение различных теорий по параметрам эндохронного подхода. В наших работах были получены эндохронные модификации нелинейных уравнений вязкоупругости Больцмана-Персо, уравнений вязкоупругости Работнова, Москвитина и технических теорий ползучести с функциями Бейли и Нортона, а, также, кинетической теории прочности Журкова с надбарьерным и подбарьерным (туннельным) переходами и другое. Сравнение модификаций показало, что вид и степень «сложности» масштабов $g^\sigma(t,\sigma)$ и $\bar{g}^\sigma_{\sim}(\dot\sigma)$ для различных теорий различны.

РАЗВИТИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ГИПОТЕЗЫ Н. Н. ДАВИДЕНКОВА ТОМСКОЙ ШКОЛОЙ МЕХАНИКОВ О МАСШТАБНОМ ЭФФЕКТЕ ПРИ УДАРЕ

Захаров В. М., Хорев И. Е.
Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики Томского государственного университета, г. Томск, Россия.
khorev@main.tusur.ru

При моделировании явлений требуется постоянство критериев подобия. Но в реальности соблюдение полного подобия не всегда возможно [1-3]. Условия механического подобия, сформулированные Н.Н. Давиденковым, требуют, чтобы тензоры напряжений и тензоры деформаций в сходственных точках геометрически подобных тел были тождественны. В [1,3] Н.Н. Давиденков показал, что при моделировании невозможен одновременный учёт сил инерции и влияния скорости на собственное сопротивление деформированию. В таких случаях применяется частное подобие, но возникает вопрос о погрешности моделирования; величину этой погрешности называют масштабным эффектом (МЭ). Первой теорией, объяснившей МЭ, была статистическая теория прочности (СТ), изложенная в работе [4], которая основывалась на гипотезе о наличии в кристаллах макротрещин (А. Гриффитс, 1920г., А.Ф. Иоффе, 1924г.). Н.Н. Давиденков [1,3] предложил использовать эти же соображения для металлов. Он анализировал МЭ с позиций обобщённой схемы Иоффе, объясняющей переход твёрдого тела из вязкого состояния в хрупкое. Переход происходит в некотором интервале хрупкости, причём для образцов большего размера этот интервал уменьшается, а критическая температура хрупкости повышается [5]. Дальнейшее развитие СТ – работы В. Вейбулла (1939), Т.А. Конторовой (1940), Н.Н. Афанасьева (1940), Ф.Ф. Витмана (1946), Е.М. Шевандина (1946, 1965), С.Д. Волкова (1960) и другие. Систематизация данных по МЭ на основе СТ дана в [6,7 и др.]. Главная причина МЭ при хрупком разрушении – несоблюдение подобия в статистическом распределении прочности. Вопрос о МЭ обсуждался на совещании в мае 1941г., его материалы опубликованы в 1946г. [8]. И.А. Одинг [8,9] сформулировал следующие причины МЭ: 1) качество материала, 2) градиент напряжения, 3) неоднородность напряжённости и механических свойств микрообъёмов металла (СТ прочности), 4) суммарное влияние циклической вязкости и размера зерна металла, 5) технология (режим резания) изготовления образцов. В дальнейшем МЭ активно изучался, анализ этих исследований можно найти в работах [10,11 и др.].

Н.Н. Давиденков в 1946г. выдвинул оригинальную гипотезу о влиянии на МЭ упругой энергии, запасённой в процессе испытания в системе «образец-машина» (предисловие к [12]). Подводя итоги исследований МЭ, Н.Н. Давиденков подчеркнул [13], что энергетическая теория (ЭТ) может являться новым критерием МЭ. В юбилейном сборнике [14] изучению МЭ работ посвящён ряд. В 1960г. Н.Н. Давиденков предложил [15] начать дискуссию о природе МЭ (Заводская лаборатория, 1960, № 3, 9; 1961, № 3). Итогом дискуссии стало положение, что «МЭ является результатом проявления многих совершенно различных по природе причин». Наиболее ярко действие ЭТ МЭ проявилось при взрывном нагружении геометрически подобных сосудов: работами А.Г. Иванова, обобщёнными в [16], показано определяющее значение ЭТ при описании МЭ в условиях взрывного нагружения металлов.

Тема настоящего сообщения – изучение МЭ в условиях высокоскоростного удара. Приоритет здесь – также за школой Н.Н. Давиденкова. В 1951-1953гг. в ФТИ проведен ряд исследований по удару: работами Н.Н. Давиденкова, Ф.Ф. Витмана, А.Р. Регеля, В.А. Степанова, Т.П. Санфировой показано, что при внедрении в массивные преграды недеформируемого ударника наблюдается незначительное отступление от закона подобия: увеличение калибра ударника в 5 раз уменьшает сопротив-

ление внедрению ударника на 2 % при скоростях удара ~ 600 м/с; в условиях пробития преграды увеличение калибра ударника в 10 раз ведёт к уменьшению энергии пробития на 20 %. В [17] отмечалось некоторое увеличение глубины проникания для сфер диаметром 0,5 дюйма в сравнении со сферами диаметром 0,22 дюйма. В.А. Степанов установил [18], что в условиях геометрического подобия изменение диаметра бойка на результат его пластического деформирования не сказывается. Ранее это показал A.C. Wiffin [19] для более высоких скоростей удара. В работах [20] для шаров при скоростях удара (5÷15) км/с и в [21] для стержней длиной 3, 6, 12 диаметров до 1,6 км/с показано слабое влияние МЭ на результаты проникания и пробития.

В 1970-1980гг. Томской школой механиков-баллистиков проведены обширные экспериментальные исследования взаимодействия ударников с преградами. Часть этих экспериментов в настоящем сообщении анализируется с точки зрения МЭ. В качестве преград использовались массивные стальные плиты, твёрдость по Бринеллю – НВ 170 и 440. Ударники – стальные высокопрочные (HRC 64÷68) оживальные геометрически подобные бойки диаметром d_1 = 6,1 мм и d_2 = 10,9 мм длиной 3,3d; бойки размещались в мягкой биметаллической оболочке калибром D_1 = 7,62 мм и D_2 = 12.7 мм, веса ударников Q_1 = 6,8 г и Q_2 = 31,6 г. На рис.1 приведены зависимости относительной глубины кратера L_k/D от начальной скорости удара V_0 в пластичной преграде, а на рис.2 – в высокопрочной преграде для обоих ударников.

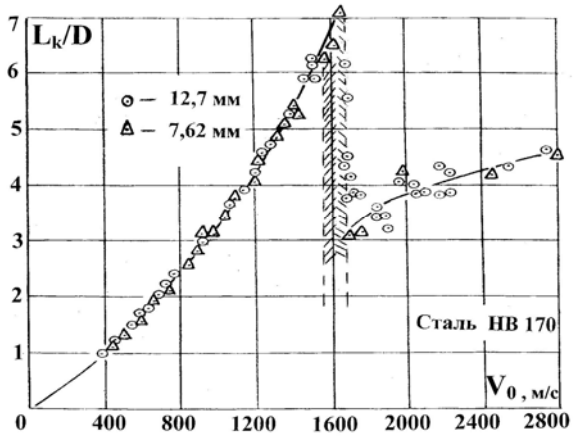


Рис.1. Проникание в пластичную преграду.

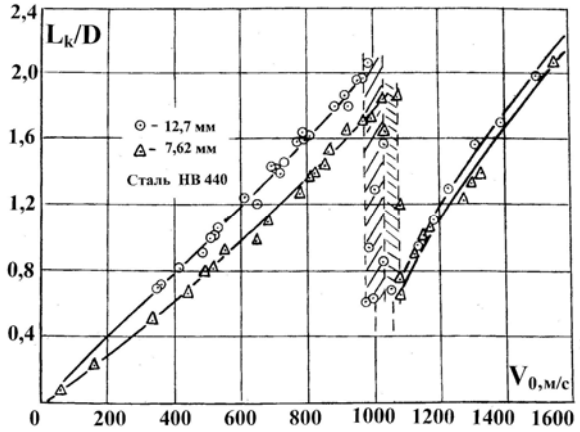


Рис.2. Проникание в прочную преграду.

Зависимости $L_k(V_0)$ состоят из трёх существенно отличающихся участков [22]: 1) удар с низкими скоростями – бойки остаются целыми, 2) критические скорости – бойки начинают хрупко разрушаются, 3) «гидродинамические» скорости соударения – разрушение бойков принимает устойчивый характер срабатывания. Зависимость $L_k(V_0)$ в пластичной преграде (рис.1) получается для ударников единой; кратеры здесь для исследуемых ударников подобны. Некоторое проявление МЭ можно усмотреть лишь в том, что разрушение бойка диаметром d_2 = 10,9 мм начинается раньше (V_0= 1550 ÷ 1700 м/с), чем бойка диаметром d_1= 6,1 мм (V_0 = 1600÷1700 м/с). Этот факт согласуется с выводами как СТ, так и ЭТ о МЭ. Совершенно иную картину дают зависимости $L_k(V_0)$ в высокопрочной преграде: во всех трёх характерных областях удара для каждого ударника получается своя зависимость $L_k(V_0)$. Существенное превышение L_k для 12,7 мм ударника над L_k ударника 7,62 мм имеет место при скоростях, когда бойки остаются целыми: при V_0 = 900 м/с это превышение составляет 15 %. В третьей области скоростей, где бойки срабатываются, превышение меньше: при V_0=1500 м/с оно равно 5 %. Более крупный ударник также начинает разрушаться раньше ($V_0 \approx$ 970 м/с), чем ударник меньшего калибра ($V_0 \approx$ 1030 м/с). В прочной преграде наблюдается сильное лицевое раскалывание, причём для ударника 12,7 мм оно выражено сильнее. Подобный вид разрушения характерен для хрупких неметаллических материалов – стекла, кварца. Лицевое раскалывание, распространяясь внутрь преграды, образует коническую зону разрушения и облегчает проника-

ние ударника, но способствует более раннему разрушению большого ударника, т.к. срыв потока материала преграды происходит ближе к его вершине. Это ведёт к росту поперечной нагрузки в этих сечениях и более раннему разрушению ударника. С ростом скорости удара лицевое разрушение преграды стабилизируется, кратер становится симметричным и кривые $L_k(V_0)$ для обоих ударников сближаются.

Таким образом, в случае высокопрочной преграды налицо проявление МЭ. Опыты свидетельствуют, что энергетическая гипотеза Н.Н. Давиденкова о МЭ применима и для условий высокоскоростного соударения высокопрочных материалов с волновым характером распространения возмущений в системе «ударник-преграда».

Список литературы

1. Давиденков Н.Н. Некоторые проблемы механики материалов. – Л.: Газетно-журнальное и книжное издательство, 1943. – 152 с.
2. Давиденков Н.Н. Динамические испытания металлов. – Л.: ОНТИ, 1936.
3. Давиденков Н.Н. Проблема удара в металловедении. – М.-Л.: Изд. АН СССР,1938. – 116с.
4. Александров А.П., Журков С.Н. Явление хрупкого разрыва. // Проблемы новейшей физики. – М.-Л.: ГТТИ,1933. – Вып. IX. – 52 с.
5. Витман Ф.Ф. О масштабном факторе в явлении хладноломкости стали // ЖТФ, 1946. – Том XVI. – Вып. 9. – С. 961-980.
6. Чечулин Б.Б. Масштабный фактор и статистическая природа прочности металлов. – М.: Металлургиздат, 1963. – 120 с.
7. Шевандин Е.М., Разов И.А. Хладноломкость и предельная пластичность металлов в судостроении. – Л.: «Судостроение», 1965. – 336 с.
8. Сборник докладов по динамической прочности деталей машин (Труды совещания) / Отв. ред. акад. Е.А. Чудаков. – М.-Л.: Изд. АН СССР, 1946.
9. Одинг И.А. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность. Изд. 4-е, испр. и доп. – М.: Машгиз,1962.
10. Когаев В.П. Расчёты на прочность при напряжениях, переменных во времени. – М.: «Машиностроение», 1977. – 232 с.
11. Прочность материалов и элементов конструкций в экстремальных условиях. В 2-х т. / Под ред. Г.С. Писаренко. – Киев, «Наукова думка», 1980.
12. Мороз Л.С., Шураков С.С. Проблема прочности цементованной стали / Под науч. ред. Н.Н. Давиденкова. – Л.: ЦНИИ Мин. транспортного машиностроения, 1947. – 228 с.
13. Давиденков Н.Н. Итоги сорокалетней работы по механическим испытаниям в СССР // Заводская лаборатория, 1957. – Т.23. - № 10. – С. 1245-1265.
14. Некоторые проблемы прочности твёрдого тела / Сборник статей, посвящённый 80-летию академика АН УССР Н.Н. Давиденкова. – М.-Л.: Изд. АН СССР, 1959. – 387 с.
15. Давиденков Н.Н. О влиянии размеров образцов на их механические свойства // Заводская лаборатория, 1960. – Т. XXVI. - № 3. – С. 319-320.
16. Разрушение разномасштабных объектов при взрыве. Монография / Под общей ред. А.Г. Иванова – РФЯЦ-ВНИИЭФ, Саров, 2001. – 482 с.
17. Herrmann W., Jones A.H. Survey of Hypervelocity Impact Information // M.I.T., A.S.R.L. Report, 1961. – No. 99-1. – 316 pp.
18. Степанов В.А. Диаграмма сжатия пластичных материалов при временах порядка 10^{-5} сек // Высокоскоростная деформация. – М.: Наука, 1971, С. 23-28.
19. Wiffin A.C. Test on various metallic materials // Proc. Roy. Soc.,1948. – A194. – P. 300-322.
20. Титов В.М., Фадеенко Ю.И. Сквозное пробивание при метеоритном ударе // Космические исследования, 1972. – Т. 10. – Вып. 4. – С. 589-595.
21. Tate A., Green K.E.B., Chamberlain P.G., Baker R.G. Model Scale Experiments on Long Rod Penetration // Proc. of the 4th Int. Symp. on Ballistics. USA. 1978.
22. Захаров В.М., Хорев И.Е. Особенности кратерообразования при динамическом нагружении стальных преград высокопрочными ударниками // Детонация. – М., 1981. С.153-158.

НАПРЯЖЕНИЯ В СОСТАВНЫХ МОДЕЛЯХ

Демидова И. И.

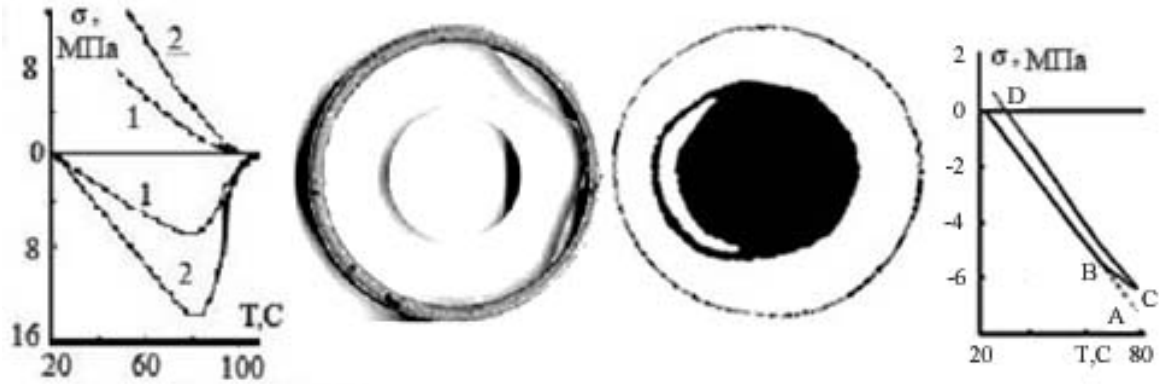
Институт математики и механики СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия
maria_ib@mail.ru

Практически все конструкции любой природы – составные конструкции. Одна из особенностей композитных конструкций – появление в них температурных напряжений, во-первых, из-за разницы в физико-механических свойствах элементов, во-вторых, из-за температурных перепадов между наружной и внутренней поверхностями. При этом остаточные напряжения возникают и накапливаются с момента изготовления конструкции. Кроме того, в процессе эксплуатации на составные конструкции действуют разные нагрузки: сосредоточенные силы, давление и т. д. Заметим, что остаточные напряжения могут играть как положительную, так и отрицательную роль при работе конструкции.

Если на одной из границ задается давление p, а на другой – смещение υ, то форма решения задачи с учетом неупругости тканей в напряжениях имеет вид

$$\sigma_{ij}(x, t) = b_{ij}\, p + a_{ij}\, \sigma(t),$$

где b_{ij}, a_{ij} – тензоры-операторы. Функции, определяющие операторы b_{ij} и a_{ij} , зависят от геометрии задачи, координат x и коэффициента Пуассона, $\sigma(t)$ – напряжение в стержне с защемленными концами $\sigma(t) = E_\xi \upsilon$, где E_ξ – неизотермический оператор релаксации [1]. В зависимости от соотношения величины слагаемых поле напряжений может оставаться подобным, изменяясь во времени так же, как и в упругой задаче, независимо от формы тела и расположения элементов, ограничивающих смещения на границе, а может наблюдаться перераспределение напряжений. Исследована кинетика двупреломления для моделей с полимерной матрицей и разными включениями. На рис.1.а приведена кинетика напряжений в защемленном стержне при полном цикле нагревания и охлаждения, вычисленных по измеренным характеристикам двупреломления [2].



а *б* *в* *г*

Рис.1. Кинетика напряжений в защемленном стержне (1) и кольце (2) при однородном изменении температуры (*а, г*), трещины в виде лунок (*б*) и расслоение (*в*)

В экспериментах при охлаждении напряжения меняют знак и возможно возникновения трещин в виде лунок рис. 1*б*. Подобные трещины возникают, например, в зубах при колебаниях температуры тела во время различных заболеваний [3]. Такие скрытые трещины могут долго не проявляться визуально, и только при лечении небольшого кариеса на поверхности зуба при подготовке полости под пломбу возни-

кает полость, больших размеров. Такие же трещины способствуют образованию пещер. Трещины в виде расслоения, показанные на рис. 1*в* возникают на стадии нагревания при изготовлении композитных материалов с наполнителями, металлополимерных и железобетонных конструкций. При чем после изготовления такие трещины трудно обнаружить, так как полимерный материал или бетон обжимает железные стержни, но при осевом нагружении дефект может проявиться. Изучено напряженное состояние при нагружении модели силами, приложенными по диаметру модели. Получено, что жесткость включений и возникающие остаточные технологические напряжения влияют на характер распределения напряжения в составных моделях при дальнейшей их эксплуатации. Чем выше уровень остаточных напряжений, тем меньше возникает опасность возникновения расслоения и как следствие, проникновение жидкости, например, при погружении конструкции из сферопластиков или нагружении собственным весом железобетонных конструкций. Для оптически чувствительных материалов момент возникновения расслоения можно определить поляризационно-оптическим методом [4].

Особое внимание уделяется накапливанию остаточных напряжений при циклических колебаниях температур. Даже в области стеклообразного состояния (ОС) полимерного материала появляются остаточные напряжения. Методом фототермовязкоупругости изучена кинетика напряжений в защемленном стержне и показана возможность возникновения напряжений растяжения в области ОС (рис. 2). В конструкциях такие напряжения могут привести к образованию различных дефектов.

Приведенные выше результаты могут быть применены в качестве моделей и для оценки напряженного состояния в биосистемах. Во-первых, при использовании различных имплантатов, при искусственном защемлении части тела (ношение тесной обуви, протезов). Во-вторых, при возникновении различных факторов, вызывающих стеснения в тканях при функционировании биосистемы. При нормальном функционировании биосистемы (вдоль линии ОВ) после окончания воздействия температуры или давления система приходит в исходное естественное состояние О. А если уровень или продолжительность воздействия будет больше нормы, то кинетика напряжений изменится из-за неупругости тканей биосистемы (линия ВС-CD). Далее система либо войдет в нормальное состояние через некоторый промежуток времени, либо напряженное состояние изменится, что постепенно приведет к отклонениям в функционировании системы и, как следствие, к возникновению потери работоспособности элементов системы и самой системы в целом.

Обсуждается влияние жесткости наружной границы, что характерно при ограничении пространства, в котором находится живая система (помещение в карцер, ограничения круга общения или изменения уровня информации и т.п., а также введение разного рода запретов и ограничений).

Обсуждается влияние остаточных напряжений на изменение напряженного состояния в модели с несколькими включениями.

Список литературы

1. Ильюшин А.А., Победря Б.Е. Основы математической теории термовязкоупругости. М. 1970. 280 с.
2. Бугаков И. И., Демидова И.И. Метод фототермовязкоупругости. Л. 1993.160с.
3. Демидова И.И, Улитовский С.Б. Скрытые трещины в интактном зубе// Вестник ЛГУ.1991 серия 1 вып.2 с.69-75
4. Александрова Н.И., Демидова И.И. Способ определения адгезионной прочности соединения. Патент РФ № №1499193 от 25.08.93.

УДК 669.14.018

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ СИЛОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

Митропольская С. Ю.,[1] Туева Е. А.,[1] Шарапова В. А.,[2] Егорова В. Ю.[2]

[1]Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
tuevaevgenya@mail.ru
[2]Уральский государственный технический университет - УПИ, Екатеринбург, Россия

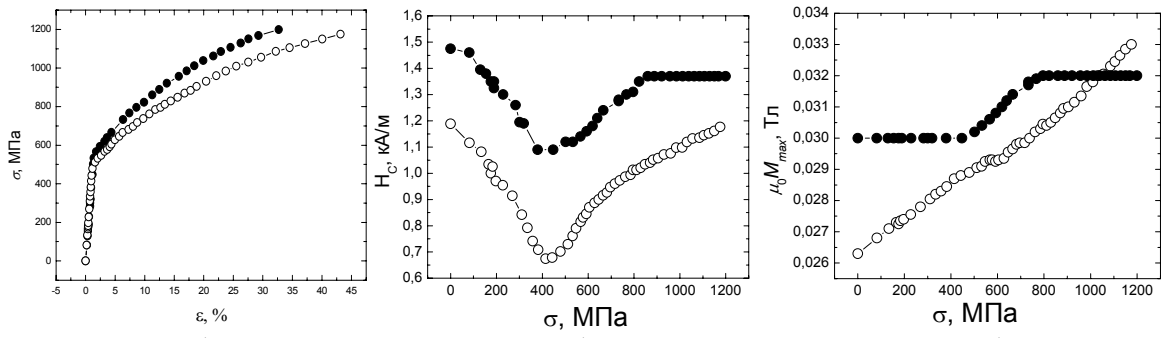
Материалом исследования послужили две аустенитные коррозионностойкие стали нового поколения с пониженным содержанием углерода: конструкционная сталь типа 03Х20АГ11Н7М2 с содержанием азота до 0,4% [1,2] и сталь типа 03Х14Н11К5М2ЮТ с различным содержанием алюминия для медицинского инструмента [3]. Цилиндрические образцы подвергали растяжению при комнатной температуре на со скоростью перемещения активного захвата 2 мм/мин. По достижению определенной степени деформации процесс нагружения приостанавливали и регистрировали петли магнитного гистерезиса in-situ в замкнутой магнитной цепи по схеме пермеаметра.

Микроструктура стали 0Х20АГ12Н8М после закалки от 1100°С представляет собой аустенит с выделениями *δ*-феррита, присутствие которого придает материалу слабые ферромагнитные свойства (табл.1).

Таблица 1. Механические и магнитные свойства исследованных сталей

Режим термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	ψ, %	σ_B /$\sigma_{0,2}$	H_c, кА/м	$\mu_0 M_{мак}$, мТл	B_r, мТл
0Х20АГ12Н8М Закалка	485	820	49	68	1,69	1,2/1,2 *	26/33	2/6
0Х20АГ12Н8М Закалка + старение	540	910	34	67	1,69	1,5/1,4	30/32	2/6
03Х14Н11К5М2ЮТ	270	560	56	75	2,07	8,4/3,2	1/30	1/7

* В числителе указаны значения магнитных характеристик после термической обработки, а в знаменателе – после деформации до максимального равномерного удлинения.



а) *б*) *в*)

Рис.1. Диаграммы «напряжение–деформация» стали 0Х20АГ12Н8М (–) и ее магнитные характеристики после различных режимов термической обработки как функция приложенных растягивающих напряжений (*б, в*):—О— после закалки; —•— после закалки и старения.

Старение стали 0Х20АГ12Н8М при 500°С приводит к повышению прочностных свойств и некоторому снижению пластичности, главным образом, за счет выделения нитридов типа Cr_2N, а также несколько увеличивает способность материала к деформационному упрочнению (рис. 1*а*). Из рис. 1*б* видно, что значения коэрцитивной силы H_C при растяжении меняются по кривой с минимумом, причем минимум приходится на напряжения, близкие $\sigma_{0,2}$. Причиной уменьшения H_C при упругом растяжении является, скорее всего, влияние положительного магнитоупругого эффекта, облегчающего перемагничивание δ-феррита вдоль направления приложения растягивающей нагрузки. Рост коэрцитивной силы при напряжениях выше предела текучести может быть обусловлен, в частности, деформационным упрочнением δ-феррита. В состаренных образцах рост H_C прекращается по достижению растягивающих напряжений около 800 МПа. При напряжениях, превышающих 800 МПа, все исследованные магнитные характеристики состаренной стали остаются стабильными и указывают на то, что деформационное упрочнение на этом этапе реализуется только в аустените. Рост намагниченности закаленной стали (рис 1в, незакрашенные точки) в упругой области может быть обусловлен компенсацией закалочных напряжений, которые немного уменьшают намагниченность. Повышение намагниченности стали в пластической области растяжения может быть обусловлено, в том числе, деформационно-индуцированным локальным перераспределением легирующих элементов, которое, как было показано ранее [4], приводит к образованию ферромагнитных кластеров в Fe–Cr–Ni аустенитных сталях, стабильных по отношению к превращению аустенит→мартенсит. Предположительно, этим фактом объясняется и появление второго максимума на полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости $\mu_d(H)$ при растяжении, необычное для сталей этого типа. Приведенные на рис. 2 зависимости $\mu_d(H)$ зарегистрированы после термообработки (до нагружения), а также в макроупругой области растяжения и при напряжениях, близких σ_B для обеих исследованных сталей. Видно, что с ростом растягивающих напряжений магнитная проницаемость сталей возрастает, причем зависимость $\mu_d(H)$ приобретает бимодальный характер.

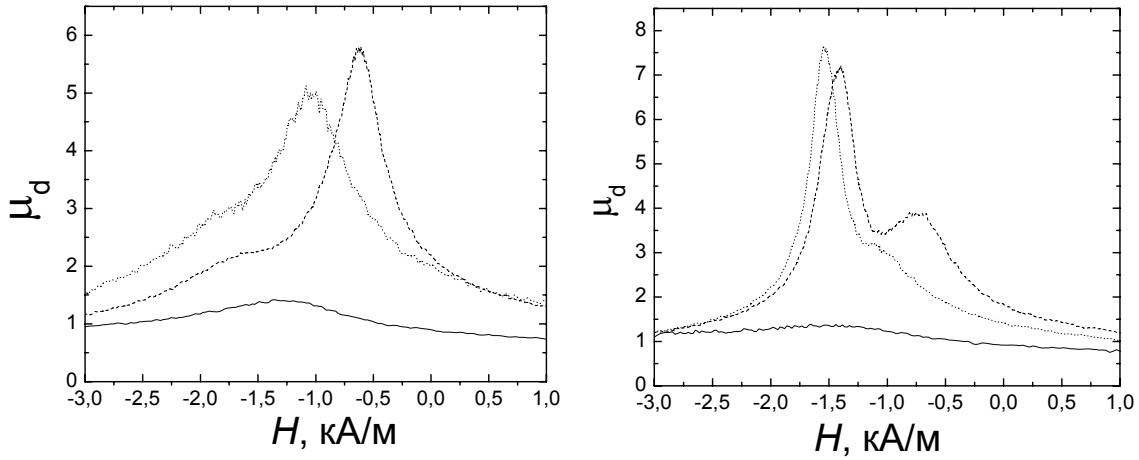


Рис. 2. Полевая зависимость магнитной проницаемости стали 0Х20АГ12Н8М после закалки (*а*) и после закалки и старения (*б*): а) —— σ=0 МПа; - - - σ=415 МПа; □ σ=900 МПа; б) —— σ=0 МПа; - - - σ=530 МПа; □ σ=900 МПа.

Сталь 03Х14Н11К5М2ЮТ с минимальным содержанием Al (менее 1 вес.%) не склонна к образованию *δ*-феррита, ее намагниченность в закаленном состоянии очень мала (табл.1). На рис.3 представлены кривая напряжение-деформация и совмещенная с ней зависимость намагниченности в максимальном приложенном поле $\mu_0 M_{мак}$. от относительного удлинения. Видно, что материал испытывает значительное деформационное упрочнение до момента образования шейки при 45%ε. Замет-

ный рост $\mu_0 M_{мак}$. наблюдается при ε>20%, при этом абсолютные значения этой характеристики ($\mu_0 M_{мак}$ =30 мТл) свидетельствуют о том, что материал остается маломагнитным, а продуктивность деформационного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения крайне мала. Резкое уменьшение коэрцитивной силы (рис. 4) приблизительно в два раза при напряжениях, достигающих величины предела текучести, связано с изменением вида петли магнитного гистерезиса и указывает на возможность неразрушающей диагностики перехода к микропластической деформации. В плавке, содержащей 2 вес.% алюминия, отмечено увеличение намагниченности при прочих равных условиях на два порядка, обусловленное, в том числе, ростом доли δ-феррита в структуре, а также повышенная деформационная метастабильность.

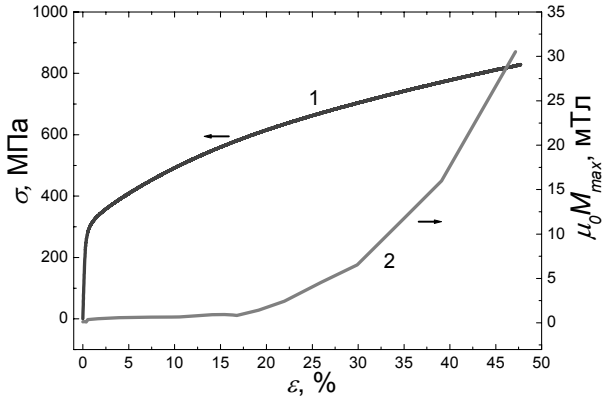


Рис. 3. Диаграмма напряжение-деформация (кривая 1) и зависимость намагниченности в максимальном приложенном поле $\mu_0 M_{мак}$ от удлинения (кривая 2) стали 03Х14Н11К5М2ЮТ.

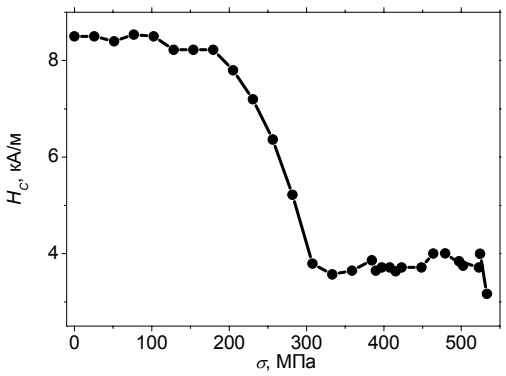


Рис.4. Изменение коэрцитивной силы стали 03Х14Н11К5М2ЮТ как функция приложенных растягивающих напряжений.

Заключение

Под действием растягивающих напряжений исследованные аустенитные стали нового поколения 0Х20АГ12Н8М и 03Х14Н11К5М2ЮТ остаются маломагнитными, при этом их магнитные свойства закономерным образом изменяются. Показана возможность оценки величины приложенных растягивающих напряжений в изделиях на основе измерения их гистерезисных свойств и анализа полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант 10-08-96057)

Список литературы

1. Березовская В.В., Костина М.В., Блинов Е.В., Банных И.О., Боброва В.Е., Мельник В.П. Коррозионные свойства аустенитных Cr-Mn-Ni-N-сталей с разным содержанием марганца// Металлы.2008. №1. С.36-41.
2. Сагарадзе В.В., Уваров А.И., Печеркина Н.Л., Калинин Г.Ю., Мушникова С.Ю. Влияние упрочняющей обработки на структуру и свойства закаленной азотсодержащей аустенитной стали 04Х20Н6Г11АМ2БФ// МиТОМ. 2008. №10. С.14-18.
3. Мальцева Л.А., Озерец Н.Н., Косицина И.И., Грачев С.В., Завалишин В.А., Дерягин А.И. Исследование формирования структуры метастабильной аустенитной стали 03Х14Н11К5М2ЮТ при деформационном воздействии // МиТОМ. 2008. №10. С.14-18.
4. Дерягин А.И., Завалишин В.А., Сагарадзе В.В. и др. Влияние состава и температуры на перераспределение легирующих элементов в процессе холодной деформации Fe-Cr-Ni сплавов//ФММ. 2008. Т.106. №3. С.301-311.

ESTIMATION OF STRUCTURE AND STRENGHTH IN MULTI-LAYER STEEL ARTICLES

Mitropolskaya S. Yu., Tueva E. A., Mushnikov A.N.

Institute of Engineering science, RAS (Ural Branch), Ekaterinburg, Russia
tuevaevgenya@mail.ru

Articles and structural parts that have layers characterized by different service properties, in particular surface-hardened layers, are used in all technical fields. There is a need to inspect the state of every layer in order to estimate stresses and strains arising during operation in machine parts and structural members. This approach is based on the idea that, in magnetic terms, steel parts can be considered to contain two layers, one of which is hard magnetic and the other is soft magnetic. The number of peaks on the curve representing differential magnetic permeability μ_d as dependent on the switching field corresponds to the number of layers differing in magnetic properties.

The potentialities of magnetic technique in estimating stresses appearing in the hardened surface layer and in the core of an axisymmetric article are discussed in this paper, with cylindrical specimens made of steels 45 and 20 subjected, respectively, to laser thermal hardening and gas carburizing taken as examples, and also to show expediency to study the state of every layer of the article after explosion welding, and their behaviour including deformation.

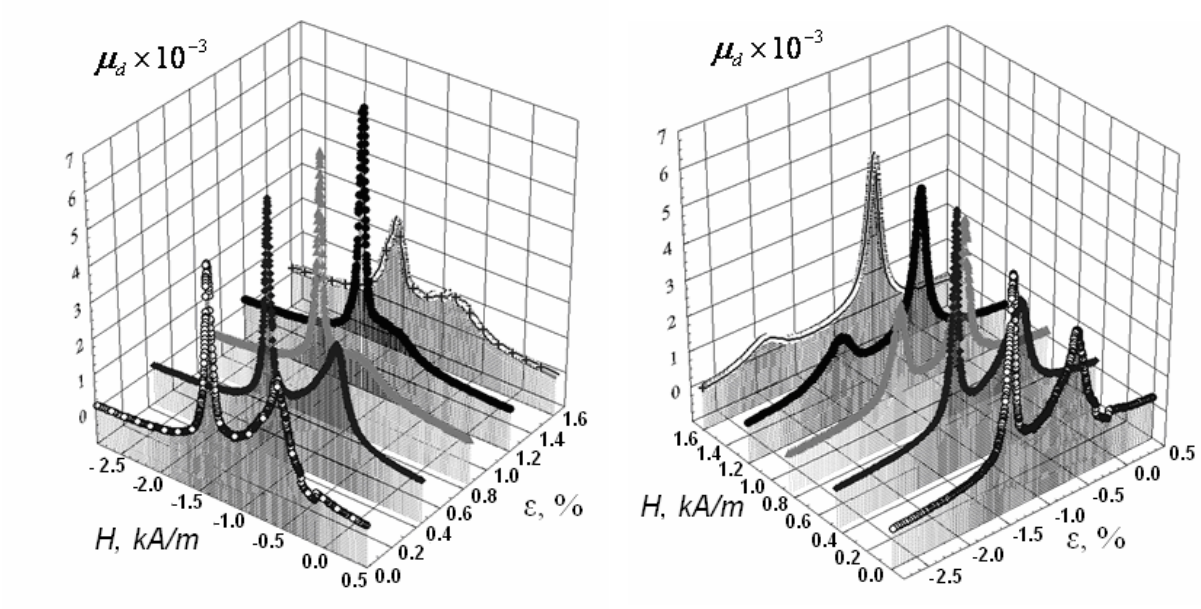
The field dependence of differential magnetic permeability $\mu_d = \lim_{H\to 0} \frac{\Delta B}{\Delta H} = \frac{dB}{dH}$ was determined by differentiating the descending branches of the major loops with respect to the field in the range between +60 and –60 kA/m. The hardness (*HV*), microstructure and magnetic properties of the hardened surface layers and cores of the specimens are provided in Table 1.

Table 1. Hardness, structure and magnetic properties of surface hardened steels

Steel	Type of surface hardening	Area	Hardness, *HV*	Structure	$H(\mu_{dmax})$, kA/m	μ_{dmax}, $\times 10^{-3}$
45	Laser hardening	Surface	285 HV	sorbite	1.3	1.5
		Core	220 HV	ferrite+pearlite	0.6	2.3
20	Carburization and oil quenching	Surface	500 HV	troostite	1.2	1.3
		Core	200 HV	ferrite+pearlite	0.4	3.5
20	Carburization and water quenching	Surface	1200 HV	martensite	3.0	0.7
		Core	550 HV	martensite	1.1	0.7

The effect of elastic-plastic tension on the magnetic properties of laser hardened steel 45. It has been found (Figs 2) that the considerable shifts of the μ_d peaks toward the range of stronger magnetic fields are observed at stresses of 390 to 400 MPa approximating to the yield stress of the core (first peak I), and stresses of 950 to 1000 MPa approximating to the yield stress of the surface layer (peak II). The shifts are accompanied by a simultaneous

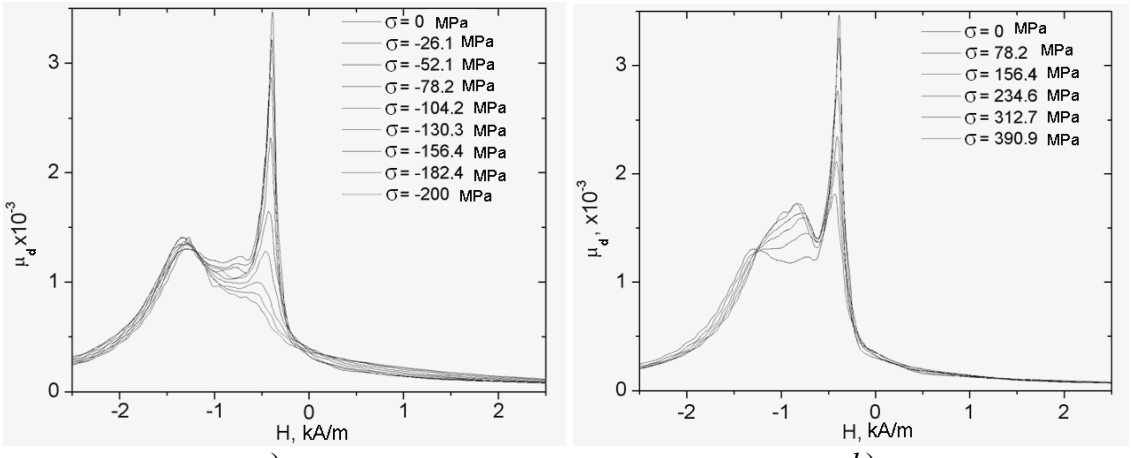
abrupt decrease in peak heights. It has been revealed that the loss of the bimodal behaviour of the dependence $\mu_d(H)$ after unloading (Fig. 2b) suggests that the surface-hardened material nears fracture.



a *b*

Fig. 2. The field dependence of differential magnetic permeability for laser hardened steel 45 specimens as a function of elongation: measurements under loading (*a*) and after unloading (*b*).

The effect of monotonic elastic tension and compression on the magnetic properties of carburized and oil quenched specimens made of steel 20. The mechanical properties after carburizing and oil quenching are σ_B = 900 MPa, $\sigma_{0.2}$ = 615 MPa. Figures 3 (a) and 3 (b) feature the effect of compression stress (up to 200 MPa) and tension stress (up to 400 MPa), respectively, on the field dependence of differential magnetic permeability. Elastic compression is seen to cause a significant decrease in the core peak height, while the carburized surface peak remains unchanged.



a) *b*)

Fig. 3. The effect of elastic compression (*a*) and elastic tension (*b*) on the field dependence of differential magnetic permeability for carburized and oil quenched steel 20 specimens.

The differential magnetic permeability of the core also decreases under elastic compression, though less actively. Carburizing is known to produce residual compressive stress of up to 200 MPa in the surface layer. The applied tension stress is likely to compensate the residual compressive stress in the carburized layer. Similar results were

obtained for all the specimens of this group.The in-situ magnetic measurements of carburized and water quenched steel 20 under elastic compression and tension have failed to reveal any changes in the magnetic permeability of the hardened layer. It is supposed to have high magnetic hardness, so that elastic stresses ranging between –200 and +350 MPa have no effect on its fairly stable magnetic state.

The effect of deformation on magnetic properties of the composite obtained by explosion welding. Austenitic steel 12X18H10T and mild steel 20 were used to get the composite by explosion welding. Fig.5 shows the field dependence of differential magnetic permeability for steel 12X18H10T after rolling with the deformation ratio of 50% (1), for composite steel 12X18H10T – steel 20, obtained by explosion welding (2), and for the same composite after rolling with the deformation ratio of 50% (3). Cold rolling with the deformation ratio of 50% results in active $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in steel 12X18H10T. It is confirmed by pronounced maximum on the curve 1 in the field near 3,8…4,0 kA/m.

The rate of curve 2 on the contrary evidences about neutralization of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation during explosion welding because we have not noticed the α'-martensite peak. Both observed maximums correspond to steel 20 subjected to severe plastic deformation.

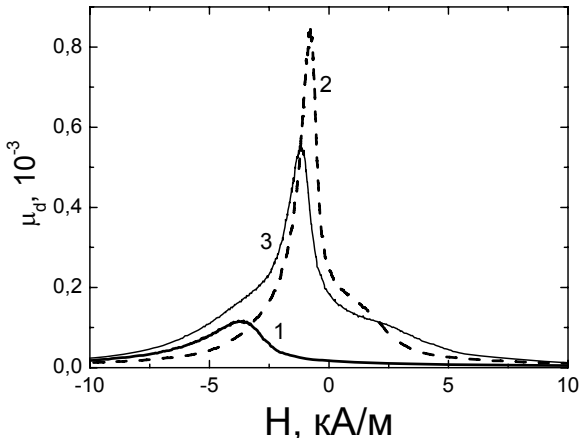


Fig. 5. The field dependence of differential magnetic permeability for steel 12X18H10T after rolling with the deformation ratio of 50% (1), for composite steel 12X18H10T – steel 20, obtained by explosion welding (2), and for the same composite after rolling with the deformation ratio of 50% (3).

Further pack rolling (curve 3) leads to subsequent increasing in density of dislocation and other defects in steel 20 that results in displacement of corresponding peaks in the first and forth quadrants to the fields with higher intensity.

Conclusion

Significant shifts of the magnetic permeability peaks toward stronger magnetic fields and rapid decreases in peak heights result from the involvement of different layers of laser hardened steel 45 in plastic deformation and occur in strictly defined sequence as the stress corresponding to the yield limit of each layer is reached. When analyzing the field dependence of differential magnetic permeability, one can determine the elastic loading scheme for carburized and oil quenched steel 20, namely, elastic compression results in a significant decrease of magnetic permeability μ_d in magnetic fields of 0.7 to 0.8 kA/m, while the elastic tension leads to a substantial increase of permeability in the same fields. Due to field dependence of differential magnetic permeability one can trace transformations in 12X18H10T – steel 20 composite, obtained by explosion welding.

The study was partially supported by the RFBR (grant no 09-08-01091-a) and the RAS Department of Power Engineering, Mechanical Engineering, Mechanics and Control Processes (project "Tribological and strength properties of structured materials and surface layers").

ТЕНЗОРНЫЕ МОДЕЛИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ПОСТРОЕНИЕ МАТЕРИАЛЬНЫХ ФУНКЦИЙ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИСПЫТАНИЙ НА РАСТЯЖЕНИЕ И КРУЧЕНИЕ

Ипатова А. В., Вильдеман В. Э.

Пермский государственный технический университет, Пермь, Россия
cem_ipatova@mail.ru

Экспериментальные исследования поведения материалов при сложном напряженном состоянии требуют использования специальных испытательных систем и приспособлений [1] и являются крайне важными для создания математических моделей, описывающих поведение материалов в конструкциях при реальных условиях эксплуатации. Такого рода данные создают основу для построения определяющих соотношений, описывающих различные стадии деформирования, и критериев, устанавливающих условия разрушения.

Феноменологическое описание процессов накопления повреждений, приводящих к изменению деформационных характеристик материала, и установление связи тензора напряжений $\boldsymbol{\sigma}$ с тензором деформаций $\boldsymbol{\varepsilon}$ может быть осуществлено с использованием тензора поврежденности четвертого ранга $\boldsymbol{\Omega}$ в виде [2, 3]:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}\left(I_{klmn} - \Omega_{klmn}\right)\varepsilon_{mn}, \qquad I_{klmn} = \frac{1}{2}\left(\delta_{km}\delta_{\ln} + \delta_{kn}\delta_{lm}\right) \tag{1}$$

При описании изотропных материалов соотношения (1) сводятся к следующим:

$$\begin{gathered}\sigma_{ij} = \left[3K\left(1-\kappa\right)V_{ijmn} + 2G\left(1-g\right)H_{ijmn}\right]\varepsilon_{mn}, \\ V_{ijkl} = \frac{1}{3}\delta_{ij}\delta_{kl}, \quad H_{ijkl} = I_{ijkl} - V_{ijkl}, \quad \kappa = 3\omega_1 + 2\omega_2, \quad g = 2\omega_2,\end{gathered} \tag{2}$$

где K и G — упругие модули объемного сжатия и сдвига. Величины κ и g выражают изменение деформационных свойств, определяющих поведение материалов при гидростатическом давлении и чистом сдвиге соответственно.

Из соотношений (2) следует, что инварианты тензора напряжений $j_\sigma^{(1)} = \frac{1}{3}\sigma_{kk}$, $j_\sigma^{(2)} = \sqrt{\breve{\sigma}_{ij}\breve{\sigma}_{ij}}$ связаны с инвариантами тензора деформаций $j_\varepsilon^{(1)} = \varepsilon_{kk}$, $j_\varepsilon^{(2)} = \sqrt{\breve{\varepsilon}_{ij}\breve{\varepsilon}_{ij}}$, при записи которых использованы обозначения $\breve{\sigma}_{ij} \equiv \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma_{kk}\delta_{ij}$, $\breve{\varepsilon}_{ij} \equiv \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3}\varepsilon_{kk}\delta_{ij}$, следующими уравнениями:

$$j_\sigma^{(1)} = K\left[1 - \kappa(j_\varepsilon^{(1)}, j_\varepsilon^{(2)})\right]j_\varepsilon^{(1)}, \quad j_\sigma^{(2)} = 2G\left[1 - g(j_\varepsilon^{(1)}, j_\varepsilon^{(2)})\right]j_\varepsilon^{(2)}, \tag{3}$$

Конкретный вид материальных функций устанавливается на основе анализа экспериментальных данных.

Для отработки методики построения материальных функций неупругого деформирования были проведены испытания сплава Д16Т на одноосное растяжение, кручение тонкостенных цилиндрических образцов, а также растяжение с кручением при простом нагружении с различными соотношениями осевых и сдвиговых деформаций.[1] Экспериментальные диаграммы представлены на рис. 1, 2:

[1] Исследования проводились с использованием универсальной двухосевой сервогидравлической испытательной системы Instron 8850 на базе Центра экспериментальной механики ПГТУ

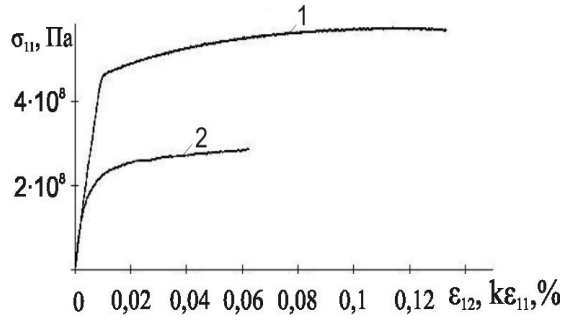


Рис. 1. Диаграммы $\sigma_{11}(\varepsilon_{11})$, полученные в опытах на растяжение (ε_{12}=0) – 1, растяжение с кручением при ε_{11}= kε_{12} (k=0,63) – (2)

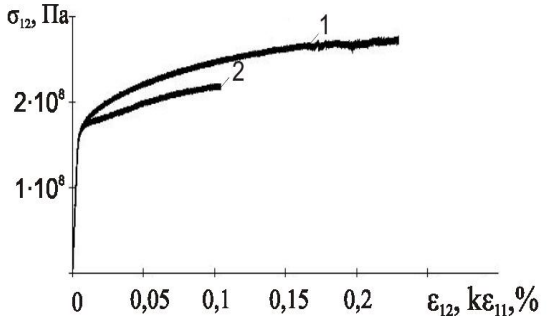


Рис. 2. Диаграммы $\sigma_{12}(\varepsilon_{12})$, полученные в опытах на кручение (ε_{11}=0) – 1, растяжение с кручением при ε_{12}=k'ε_{11} (k'=1/k=1,59) – 2

Введем параметр процесса, определяющий связь первого и второго инвариантов деформаций: $\xi = j_\varepsilon^{(2)} / j_\varepsilon^{(1)}$. На рис. 3, 4 представлены результаты построения материальной функции $e = e(j_\varepsilon^{(1)}, j_\varepsilon^{(2)})$, определяющей изменение модуля Юнга и функции $g = g(j_\sigma^{(1)}, j_\varepsilon^{(2)})$ по результатам испытаний на одноосное растяжение, кручение, растяжение с кручением.

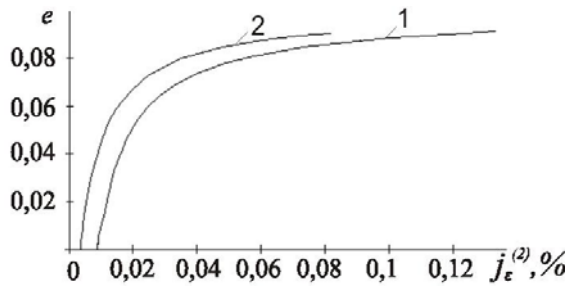


Рис. 3. Построение материальной функции $e = e(j_\varepsilon^{(1)}, j_\varepsilon^{(2)})$ по результатам испытаний на одноосное растяжение – 1, растяжение с кручением при ε_{11}= kε_{12} (k=0,63) – 2

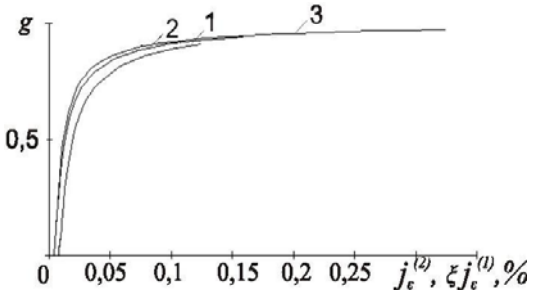


Рис. 4. Построение материальной функции $g = g(j_\varepsilon^{(1)}, j_\varepsilon^{(2)})$ по результатам испытаний на кручение – 1, растяжение – 2, растяжение с кручением при ε_{11}= kε_{12} (*k=0,63*, *ξ=1,55*) – 3

Рассмотрим вопрос аппроксимации полученных экспериментальных зависимостей и конкретизации моделей неупругого деформирования. Зависимость $g = g(j_\varepsilon^{(2)})$, полученная на основании опыта на кручение, может быть аппроксимирована выражением:

$$g(j_\varepsilon^{(2)}) = \begin{cases} 0, j_\varepsilon^{(2)} \le j_{\varepsilon\ упр}^{(2)} \\ A\left(1 - \dfrac{j_{\varepsilon\ упр}^{(2)}}{j_\varepsilon^{(2)}}\right)^\alpha, j_\varepsilon^{(2)} > j_{\varepsilon\ упр}^{(2)} \end{cases} \quad (4)$$

где $j_{\varepsilon\ упр}^{(2)}$ – второй инвариант тензора деформаций, соответствующий пределу упругости рассматриваемого материала, A, α – константы. На основании опытных данных получены значения констант материала: *A=0,99; α=1,3.*

В работе представлены экспериментальные и теоретические кривые, построенные для материальных функций $g = g(j_\varepsilon^{(1)}, j_\varepsilon^{(2)})$ с учетом и без учета влияния первого инварианта деформаций.

Для более точного описания экспериментальных данных, полученных при растяжении и растяжении с кручением, была предложена следующая модель, учитывающая зависимость материальных функций от первого инварианта тензора деформаций (B=–0,5, β=3,57):

$$g(j_\varepsilon^{(1)}, j_\varepsilon^{(2)}) = \begin{cases} 0, j_\varepsilon^{(2)} \le j_{\varepsilon\ упр}^{(2)} \\ A\left(1 - \dfrac{j_{\varepsilon\ упр}^{(2)}}{j_\varepsilon^{(2)}}\right)^{\alpha} + B\left(\dfrac{j_\varepsilon^{(1)}}{j_\varepsilon^{(2)} - j_{\varepsilon\ упр}^{(2)}}\right)^{\beta}, j_\varepsilon^{(2)} > j_{\varepsilon\ упр}^{(2)} \end{cases}, \quad (5)$$

Усложненная модель более точно соответствует экспериментальным кривым. Кроме того, были получены экспериментальные данные, описывающие поведение материальных функций в условиях сложного напряженно-деформированного состояния при других соотношениях величин осевых и сдвиговых деформаций (рис. 5).

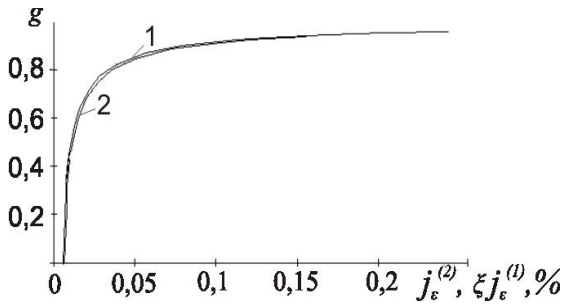


Рис. 5. Построение материальных функций неупругого деформирования в опытах на растяжение с кручением при различных соотношениях осевых и сдвиговых деформаций $\varepsilon_{11}= k\varepsilon_{12}$ при k=0,45 – 1, k=0,32 –2

Таким образом, проведен анализ экспериментальных данных по одноосному растяжению, кручению, растяжению с кручением при различных соотношениях осевых и сдвиговых деформаций. Построены соответствующие материальные функции неупругого деформирования, аргументами которых являются, в общем случае, два инварианта тензора деформаций. Представлены аппроксимации кривых аналитическими выражениями. Сопоставление экспериментальных и теоретических данных свидетельствует об адекватности предложенных математических моделей.

Работа выполняется при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты РФФИ 08-08-00702 и РФФИ-Урал 07-01-96021), а также Федерального агентства по науке и инновациям в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2012 годы» (госконтракт № 02.518.11.7135).

Список литературы

1. Механические свойства конструкционных материалов при сложном напряженном состоянии / Под общ. ред. Академика НАН Украины А.А. Лебедева / Киев.: Издательский Дом «Ин Юре», 2003. – 540 с.
2. Соколкин Ю. В., Ташкинов А.А Механика деформирования и разрушения неоднородных тел. – М.:Наука, 1984
3. Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А.. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов. – М.: Наука; Физматлит, 1997. – 288с.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛЕЙ ДЕФОРМАЦИЙ В ТЕЛАХ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ И АНАЛИЗ УСЛОВИЙ РАЗРУШЕНИЯ НА ОСНОВЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЦИФРОВОЙ ОПТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ

Санникова Т.В., Вильдеман В.Э.

Пермский государственный технический университет, Пермь, Россия
cem_sannikova@mail.ru,
wildmann@pstu.ru

Решение проблем конструкционной прочности в значительной степени связано с исследованием механических характеристик материалов и анализом напряженно-деформированного состояния элементов конструкций, в частности в зонах концентрации с помощью численных и экспериментальных методов. Оптические методы нашли широкое применение в экспериментальной механике. Обусловлено это тем, что они являются неразрушающими и бесконтактными методами, позволяющие исследовать напряженно-деформированное состояние материалов.

К оптическим методам механики деформируемого твердого тела относятся методы, основанные на явлении фотоупругости (методы рассеянного света, фотоупругие покрытия, динамическая фотоупругость), методы муаровых полос (геометрический и интерференционный муар), голографическая и лазерная спекл-интерферометрия, теневой оптический метод каустик [2, 3], а также метод корреляции цифровых изображений (DIC – digital image correlation) [4].

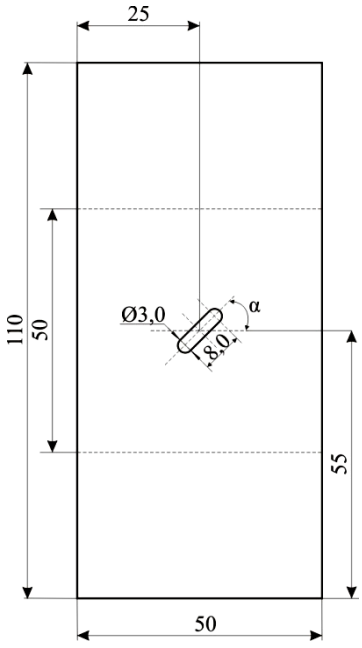
Корреляция цифровых изображений – это бесконтактный метод измерения полей перемещений и деформаций на поверхности объекта путем сравнения пары цифровых фотографий, снятых до и после деформирования образца. Идея данного метода заключается в возможности определения поля деформаций путем отслеживания изменения рельефа поверхности (перемещение, поворот, удлинение и/или искажение в соответствии с приложенным внешним полем) в течение испытания или эксплуатации элемента конструкции [5].

В работе представлены результаты экспериментального исследования полей деформаций в телах с концентраторами, а также рассмотрены некоторые вопросы использования метода корреляции цифровых изображений для анализа условий разрушения.

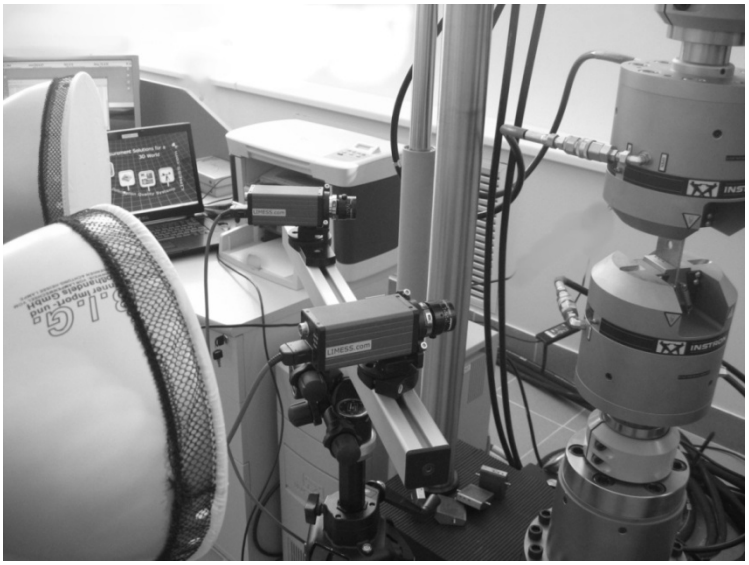
В качестве материала исследования выбрано органическое прозрачное стекло (полиметилметакрилат). Испытывались модельные образцы, изготовленные методом лазерной резки, в форме пластин толщиной 3 мм с проточкой, причем угол поворота проточки (α) относительно горизонтали принимал значения: 15°, 30°, 45°, 60°, 90°. На рис. 1 (*а*) представлен эскиз образца.

Механические испытания образцов на одноосное растяжение со скоростью удлинения $3{,}3\cdot10^{-3}$ мм/с проведены на сервогидравлической испытательной системе Instron 8850 совместно с использованием цифровой оптической системы анализа полей перемещений и деформаций Vic-3D Limess (рисунок 1(*б*)). Видеосистема включает в себя две цифровые черно-белые камеры с разрешением 1,4 МПиксель, систему подсветки, блок синхронизации, специализированное программное обеспечение и набор калибровочных таблиц.

Образцы с концентраторами различной конфигурации могут быть использованы для анализа условий разрушения и оценки соответствия того или иного критерия прочности [1].



а



б

Рис. 1. Эскиз образца с проточкой (*а*), цифровая оптическая система анализа полей перемещений и деформаций Vic-3D (*б*)

В результате проведения испытаний получены значения компонент деформаций: ε_{xx}, ε_{yy}, ε_{xy}, соответствующие напряженно-деформированному состоянию в точке возникновения трещины для пластин с проточкой различной ориентации и представлены в таблице 1. На рисунке 2 представлены поля продольных ε_{yy}, поперечных ε_{xx}, сдвиговых ε_{xy} деформаций и интенсивности ε_i для образца с проточкой при α = 15°, полученные с помощью цифровой оптической системы в момент времени, предшествующий разрушению.

Таблица 1. Значения компонент деформаций: ε_{xx}, ε_{yy}, ε_{xy} в точке возникновения трещины для пластин с проточкой различной ориентации

№	Угол α	ε_{yy}, %	ε_{xx}, %	ε_{xy}, %
1	15°	0,830	-0,230	0,020
2	30°	0,783	-0,232	0,011
3	30°	0,780	-0,231	0,019
4	45°	0,869	-0,235	0,013
5	45°	0,797	-0,175	0,034
6	60°	0,670	-0,108	-0,005
7	60°	0,722	-0,216	-0,017
8	60°	0,584	-0,102	-0,004
9	60°	0,759	-0,109	-0,038
10	90°	1,440	-0,591	0,041
11	90°	1,271	-0,442	0,004

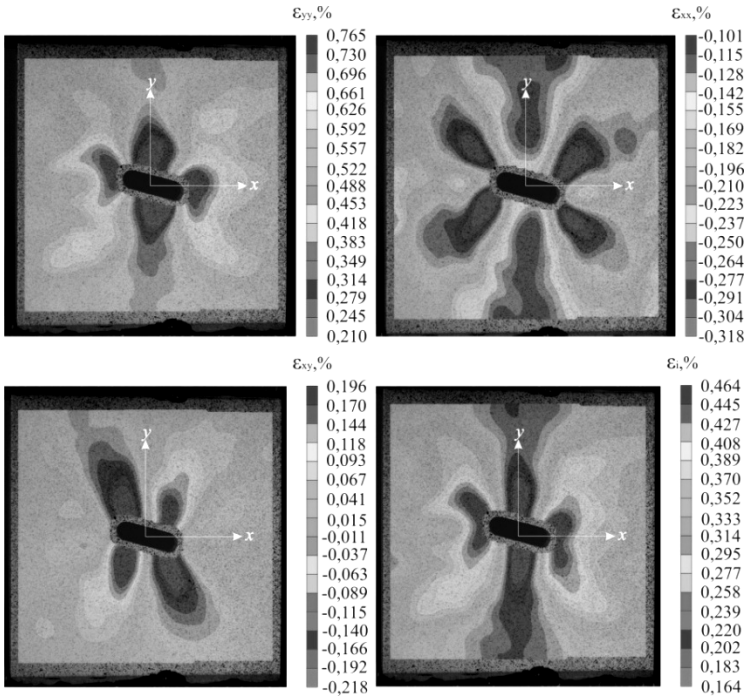


Рис. 2. Поля продольных ε_{yy}, поперечных ε_{xx}, сдвиговых ε_{xy} деформаций и интенсивности ε_i для образца с проточкой с углом $\alpha = 15°$, полученные видеосистемой

Таким образом, реализуя данную методику проведения испытаний образцов с концентраторами различной геометрии и ориентации на основе использования видеосистемы, получаем совокупность значений компонент тензора деформаций. Далее можно перейти к компонентам тензора напряжений и использовать полученные экспериментальные данные для проверки пригодности того или иного критерия прочности для исследуемого материала и определения соответствующих констант, входящих в состав критерия. В этом случае видеосистема позволяет обойтись без сложных испытательных систем, достаточно проведения испытаний на одноосное растяжение образцов с концентраторами (элементов конструкции).

Работа выполняется при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант РФФИ 08-08-00702) и ФЦП «Исследование и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2007-2012 годы» (гос. контракт № 02.518.11.7135).

Список литературы

1. Кургузов В.Д., Демешкин А.Г., Корнев В.М. Зарождение трещин в окрестности концентраторов напряжений в квазихрупких материалах / Тезисы IV Российской научно-технической конференцию. г. Екатеринбург, 26-28 мая 2009 г. С. 94.
2. Разумовский И.А. Развитие оптических методов механики деформируемого тела (обзор) / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2008. Т.74. №10. С.45-54.
3. Экспериментальная механика: В 2-х книгах: Книга 1. Пер. с англ./Под ред. А. Кобаяси. – М.: Мир, 1990. – 616 с. Книга 2. Пер. с англ./Под ред. А. Кобаяси. – М.: Мир, 1990. – 552 с.
4. Sutton M.A., J.-J.Orteu, H.Schreier. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. – University of South Carolina, Columbia, SC, USA, 2009. – 364 p.
5. Yu Wang, Alberto M. Cuitino Full-field measurements of heterogeneous deformation patterns on polymeric foams using digital image correlatotion / International Journal of Solids and Structures. 2002. № 39. P. 3777-3796.

ЗАКРИТИЧЕСКАЯ СТАДИЯ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ КВАЗИСТАТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ И ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ ВИБРАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ И КРУЧЕНИИ

Третьяков М. П., Вильдеман В. Э.

Пермский государственный технический университет, Пермь, Россия
cem_sannikova@mail.ru,
wildmann@pstu.ru

Обеспечение высокой надежности создаваемых конструкций и оптимизация параметров технологических процессов в значительной степени определяются наличием необходимой информации о физико-механических свойствах используемых материалов [6,7]. Сложные температурно-силовые режимы, которым подвергаются ответственные конструкции, обуславливают работу материала в условиях сложного напряженного состояния при наличии дополнительных эксплуатационных воздействий. В работах [1-5] отмечены эффекты механического поведения материалов, связанные со сложными комплексными воздействиями, например, циклические, динамические, вибрационные воздействия на разных стадиях упругопластического и закритического деформирования. Отмечены возможные эффекты, связанные с увеличением ресурса пластического деформирования и вибрационной стабилизацией дефектных структур. Исследования в этой области имеют большое значение, поскольку служат основой для разработки новых технологических процессов и описания поведения материалов в условиях реальных эксплуатационных воздействий.

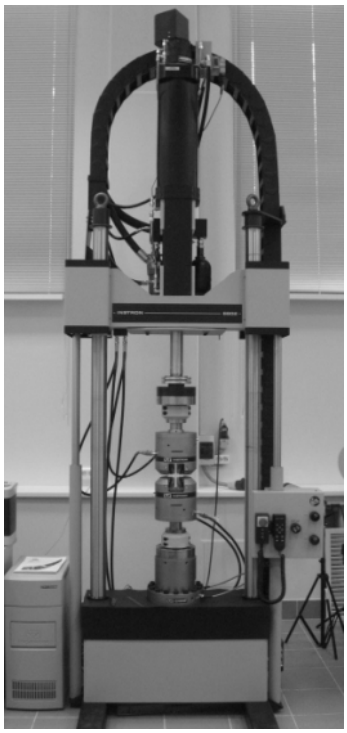


Рис.1. Универсальная двухосевая сервогидравлическая испытательная система Instron 8850

Изучение данных вопросов требует проведения больших серий экспериментальных исследований на различных классах материалов с целью поиска эффектов механического поведения. Выполнение программ подобных экспериментальных исследований связано с использованием специальных испытательных систем, позволяющих реализовать указанные режимы нагружения. Эксперименты, представленные в работе выполнены на универсальной двухосевой сервогидравлической системе Instron 8850, изображенной на рис. 1.

Универсальная двухосевая сервогидравлическая испытательная система Instron 8850 позволяет реализовать квазистатические испытания на растяжение, сжатие, кручение, испытания на сложное нагружение при растяжении с кручением, а также усталостные испытания с частотой до 30 Гц. Точность регистрируемых системой данных: по нагрузке ±0.5% отображаемой нагрузки или ±0.005% диапазона датчика силы (по большему значению). Точность по положению (осевому и вращательному) ±0.005% от полного хода.

В работе представлены результаты экспериментальных исследований влияния дополнительных вибрационных воздействий на поведение материалов при одноосном растяжении. Выполнены две группы экспериментов по различным методикам. Во всех испытаниях реализовано одноосное квазистатическое растяжение

образцов с постоянной скоростью деформирования 1%/мин одновременно с циклическим деформированием на кручение с малой амплитудой изменения угла сдвига и высокой частотой. Выполнены эксперименты, в которых вибрационное воздействие реализовано с начального момента осевого деформирования и с некоторого уровня деформации, соответствующего пределу прочности материала. При использовании сплошных цилиндрических образцов задаваемый в экспериментах угол закручивания обеспечивал максимальный угол сдвига в приповерхностном слое материала. Причем он не превышал значения, соответствующего пределу текучести материала при чистом сдвиге.

Результаты выполненных экспериментов для стали Ст20 и 40Х представлены на рис. 2 и рис. 3, соответственно. Длина рабочей части использованных в экспериментах образцов 10 мм, диаметр 6 мм.

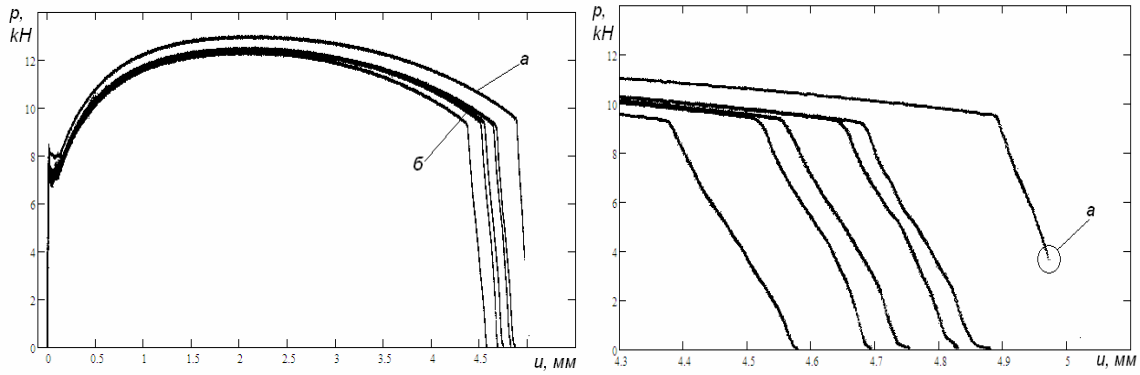


Рис. 2. Результаты экспериментов с вибрационным воздействием для стали Ст20 – *б*, растяжение без воздействий – *а*

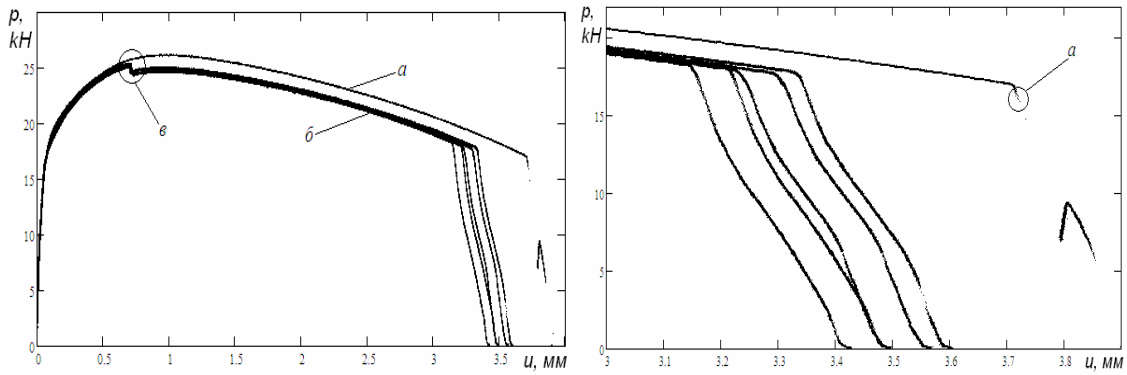


Рис.3. Результаты экспериментов с вибрацией для стали 40Х: *а* – растяжение без воздействий, *б* – полные равновесные диаграммы, полученные при растяжении с вибрационным воздействием, *в* – участок включения вибрации

В работе получены диаграммы растяжения стали Ст20 и 40Х, полученные при испытаниях без воздействий и с дополнительным вибрационным воздействием на кручение, которое способствовало равновесному протеканию процесса деформирования на закритической стадии.

Работа выполняется при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты РФФИ 08-08-00702, РФФИ-Урал 07-01-96021) и ФЦП «Исследование и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2007-2012 годы» (гос. контракт № 02.518.11.7135).

Список литературы

1. Вильдеман В.Э., Зайцев А.В., Горбунов А.Н. Закономерности и механизмы повреждения неоднородных тел на закритической стадии // Физическая мезомеханика. — 1999. — Т. 2, № 4. — С. 41–53.
2. Чаусов Н.Г., Пилипенко А.П., Параца В.Н., Вильдеман В.Э. Методы управления механизмами пластического течения металлов // Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials - DFMN 2007 / Book of articles, ed. by O.A. Bannykh et. al. - Moscow: Interkontakt Nauka, 2007. - P. 71-73.
3. Чаусов Н. Г., Засимчук Е. Э., Маркашова Л. И., Вильдеман В. Э., Турчак Т. В., Пилипенко А. П., Параца В. М. Особенности деформирования пластичных материалов при динамических неравновесных процессах // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2008, №4. С. 54-63
4. Чаусов Н.Г., Засимчук У.Э., Маркашова Л.И., Вильдеман В.Э., Турчак Т.В., Пилипенко А.П., Параца В.М. Особенности деформирования пластичных материалов при динамических неравновесных процессах // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2009, №6. с. 52-59
5. Вильдеман В.Э., Зайцев А.В., Горбунов А.Н. Закономерности и механизмы повреждения неоднородных тел на закритической стадии // Физическая мезомеханика. — 1999. — Т. 2, № 4. — С. 41–53.
6. Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А.. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов. – М.: Наука; Физматлит, 1997. – 288с.
7. Лебедев А.А., Ковальчук Б.И., Гигиняк Ф.Ф. Механические свойства конструкционных материалов при сложном напряженном состоянии. – Киев: Издательский Дом «Ин Юре», 2003. – 540с.

УДК 620.178.3

О СВЯЗИ ХАРАКТЕРИСТИК УСТАЛОСТИ С ИСТИННЫМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПО ДАВИДЕНКОВУ Н.Н.

Ромашов Р. В.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
sopromosu@rambler.ru

Известно много зависимостей, связывающих характеристики усталости, в частности, предел выносливости с различными механическими свойствами: пределами текучести, прочности, истинным сопротивлением разрыву, твердостью и др. [1]. В большинстве случаев различные исследователи получали подобные зависимости чисто эмпирическим путем, физически мало обоснованным.

Автором данной работы ранее устанавливалась связь между пределом выносливости и характеристиками статической прочности, исходя из дифференциального кинетического уравнения состояния твердого тела, описывающего интенсивность (скорость) изменения плотности скрытой энергии в деформируемом элементе тела [2]:

$$\dot{u}_e = A(\alpha\sigma_i^2 - \Delta u_e), \qquad (1)$$

где σ_i – интенсивность напряжений; A – кинетический коэффициент; $\alpha = \frac{k_\sigma^2}{6G}$, где k_σ – коэффициент перенапряжения межатомных связей;

G – модуль сдвига материала.

На основании анализа уравнения (1) для случая циклического нагружения получено выражение для предела выносливости:

$$\sigma_r = \frac{1}{M_r}\left(\frac{u_{e*}}{\alpha}\right)^{1/2}, \qquad (2)$$

где M_r – коэффициент эквивалентности между постоянным напряжением и амплитудой циклического напряжения; u_{e*} – критическое (к моменту разрушения) значение плотности скрытой энергии.

Предел выносливости, определенный по формуле (2), следует сопоставлять с таким параметром статической прочности, который связан с накоплением в материале скрытой энергии пластических деформаций u_e. Согласно современным дислокационным представлениям, такой характеристикой является напряжение течения S_0 по Бриджмену [3], причем скрытая энергия возрастает обычно по параболическому закону с увеличением S_0: $u_{e*} = \alpha \cdot S_{o*}^2$. Ранее Давиденковым Н.Н. [4] напряжение течения названо эффективным осевым напряжением (истинным сопротивлением пластической деформации).

Истинные диаграммы статического деформирования, получаемые обычно в координатах истинное напряжение S – относительное сужение ψ, более правильно, по сравнению с условными диаграммами $(\sigma - \varepsilon)$, отражают закономерности деформации и разрушения. Моменту разрушения при этом соответствует истинное сопротивление разрыву $S_к$. Истинные характеристики учитывают действительные пластические свойства металлов и сложность напряженного состояния в шейке образца при статическом растяжении до разрушения. Когда в процессе статического растяжения образца образуется шейка, напряженное состояние теряет характер одноосного растяжения, а превращается в трехосное растяжение с тремя главными напряжениями (осевым, радиальным и тангенциальным). В работе [4] отмечается, что при этих условиях применение термина «истинный» к напряжениям S оказывается в достаточной мере условным. Истинное сопротивление пластической деформации в данном случае характеризуется напряжением течения S_0. С развитием шейки увеличивается различие между S и S_0: величина S_0 уменьшается по сравнению с величиной S, и к моменту разрушения это различие достигает значительной величины - до 20% и более.

Напряжение течения S_{0*}, соответствующее моменту разрушения, можно выразить через истинное сопротивление разрыву $S_к$ по формуле, предложенной Давиденковым Н.Н. [4]:

$$S_{0*} = \frac{S_к}{1 + a/4R}, \qquad (3)$$

где a, R – соответственно, радиус наименьшего сечения шейки и радиус кривизны продольного профиля шейки.

Однако, в виду трудности измерения радиуса кривизны R, более удобно использовать график, полученный Бриджменом на основании большого количества измерений для различных материалов с разной термообработкой и выражающий зависимость отношения $S_0/S_к$ в функции от истинной деформации в шейке $e = \ln 1/(1-\psi_к)$, где $\psi_к$ – коэффициент поперечного сужения.

График Бриджмена можно с достаточной для практики точностью аппроксимировать полиномом и получить следующую зависимость для определения напряжения течения к моменту разрушения:

$$S_{0_*} = S_к \cdot f(\psi_к) = S_к \cdot (1,05 - 0,295e + 0,1245e^2 - 0,028e^3 + 0,0025e^4). \quad (4)$$

С учетом вышеуказанного получены, например, следующие расчетные зависимости для определения пределов выносливости: для симметричного растяжения-сжатия $\sigma_{-1_{р,сж}} = 0,191S_{0_*}$; для симметричного изгиба $\sigma_{-1_{изг}} = 0,288S_{0_*}$. Рассчитанные по этим формулам значения пределов выносливости σ_{-1} сопоставлены с опытными величинами: средние отклонения составляют до 3…10%.

Для определения численных значений S_{0_*} можно также воспользоваться следующей неразрушающей методикой. В работе [5] Давиденков Н.Н. выдвинул предположение о возможности косвенного определения различных свойств по результатам измерения твердости. В дальнейшем предположение получило широкое развитие в работах других ученых – Марковца М.П., Деля Г.Д., Вигдоровича В.Н., Федорова В.В. и др. Их исследования позволили повысить значимость испытаний на твердость и дали основания предположить, что при измерении твердости можно получить такую же информацию о свойствах металлов, как и при испытаниях на растяжение. При этом наиболее физически обоснованно искать корреляцию с твердостью истинных характеристик прочности. С этой целью были подобраны массивы данных по механическим свойствам 250 наименований сталей и сплавов на основе железа [6]. В частности, исследовалась связь твердости по Виккерсу HV_0 в исходном состоянии с истинным сопротивлением пластической деформации (напряжением течения) S_{0_*}. В результате статистической обработки получена следующая линейная регрессионная зависимость (с коэффициентом корреляции 0,957):

$$S_{0_*} = 65 + 0,46 \ \ HV_0, \ МПа \quad (5)$$

Причиной наличия в зависимости (5) свободного члена, не равного нулю, по всей видимости, является упрочнение материала при внедрении индентора в процессе измерения твердости. В результате твердость получается несколько завышенной по сравнению с ее истинным значением.

Список литературы

1. Школьник Л.М. Методика усталостных испытаний: Справочник. М.: Металлургия, 1978. 304 с.
2. Ромашов Р.В., Федоров В.В., Соболев В.Л. О корреляционной связи пределов выносливости металлов с характеристиками статической прочности// Проблемы прочности, 1980, № 11. С. 24-27.
3. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. М.: Изд-во иностранной литературы, 1955. 444 с.
4. Давиденков Н.Н., Спиридонова Н.И. Анализ напряженного состояния в шейке растянутого образца// Заводская лаборатория, 1945, № 6. С.58 -67.
5. Давиденков Н.Н., Беляев С.Е., Марковец М.П. Получение основных механических характеристик стали с помощью измерения твердости// Заводская лаборатория, 1945, т. XI, 110. С. 964 – 973.
6. Ромашов Р.В. Оценка выносливости материалов и долговечности силовых конструкций на основе эргодинамического подхода // Труды 24-ой Российской школы по проблемам науки и технологий. Том 3. М.: РАН, 2004. С. 213-223.

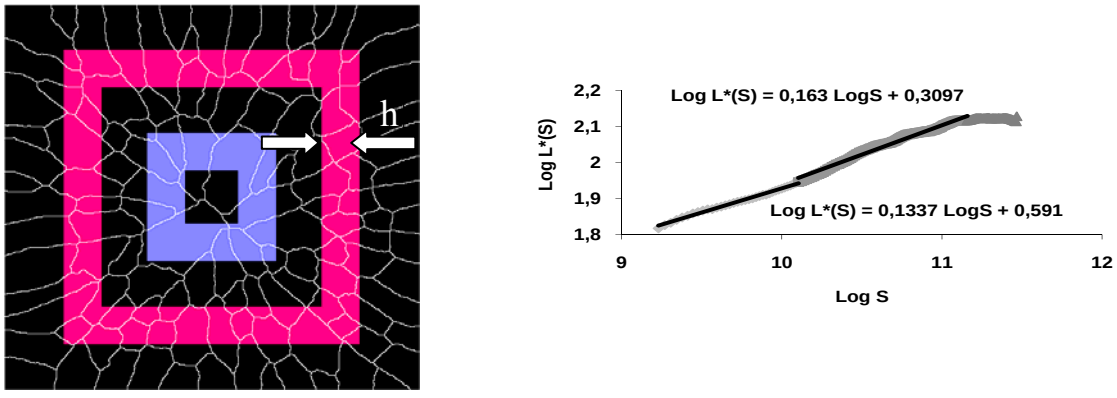
ПРОЯВЛЕНИЕ СКЕЙЛИНГА ПРИ ФРАГМЕНТАЦИИ СТЕКЛА В УСЛОВИЯХ КВАЗИСТАТИЧЕСКОГО И ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЙ

Давыдова М. М., Леонтьев В. А., Чудинов В. В.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
davydova@icmm.ru

В настоящей работе статистические особенности фрагментации стекла исследовались в условиях квазистатического (форма образца – квадратная пластина) и ударно-волнового нагружения (форма образца – цилиндрический стержень). Результаты обработки данных эксперимента показали наличие масштабной инвариантности, статистическим выражением которой является степенное распределение вероятности.

Фрагментация плоских образцов в квазистатических условиях. Квазистатические условия нагружения (давление газовой среды) были реализованы в экспериментах на стеклянных пластинах (60*60*1,5 мм), помещенных в “пенал”, назначение которого, - сохранить картину фрагментации (рис. 1а) после снятия нагрузки. Процессы трещинообразования и фрагментации инициировались с помощью надреза. Оригинальное программное обеспечение позволяло по фотографиям картин растрескивания определять размер и число фрагментов, суммарную длину трещин. Результаты экспериментов показали, что распределение фрагментов по размерам подчиняется степенному закону. Сопоставление закономерностей фрагментации при квазистатическом нагружении с экспериментами [1] по динамике трещин позволили высказать предположение об аналогиях между прямолинейным распространением трещин при низких уровнях нагрузки и радиальной картиной фрагментации, и переходом (при увеличении нагрузки) к новому «топологическому» сценарию фрагментации (формированию множественных тангенциальных трещин), аналогичному динамике трещины «с ветвлением». Смена механизмов фрагментации подтверждается определением величины фрактальной размерности (рис. 1б) для различных зон фрагментированного образца [2].



а) *б*)

Рис. 1. *а*) Типичная картина фрагментации стеклянной пластины; *б*) вычисление фрактальной размерности с использованием зависимости для суммарной длины всех трещин $L^*(S) \sim S^D$ внутри квадратной рамки толщины h и площадью S

Фрагментация стержней из кварцевого стекла в условиях ударно-волнового нагружения. Исследование фрагментации цилиндрических образцов из кварцевого стекла при динамическом нагружении проводились на базе экспериментальной установки, состоящей из газовой пушки со стволом калибра 19.3 мм и измерителя скорости ударника. Варьировались размеры образцов и условия нагружения. Первая серия экспериментов была проведена на образцах, состоящих из двух цилиндров (основного и передающего нагрузку) диаметром 10мм, длиной 80мм и 25мм, помещенных в эластичную оболочку. Первым удар воспринимал передающий стержень, с целью формирования однородной по поперечному сечению образца волны нагрузки. Эластичная оболочка была необходима для “сохранения” фрагментированного образца для последующего исследования статистики фрагментации. Образец закреплялся на жесткой преграде, что приводило к формированию напряженного состояния, вызванного взаимодействием волны растяжения и отраженной волны. Взвешивание фрагментов производилось на электронных весах HR-202i (точность 10^{-4}г). Интегральная функция распределения фрагментов по размерам (т.е. количество фрагментов $N(m)$, масса которых больше m) описывается степенным законом. Масса фрагментов, соответствующая максимуму плотности вероятности лежит в интервале от $2*10^{-4}$ г до $6*10^{-4}$г (рис.3).

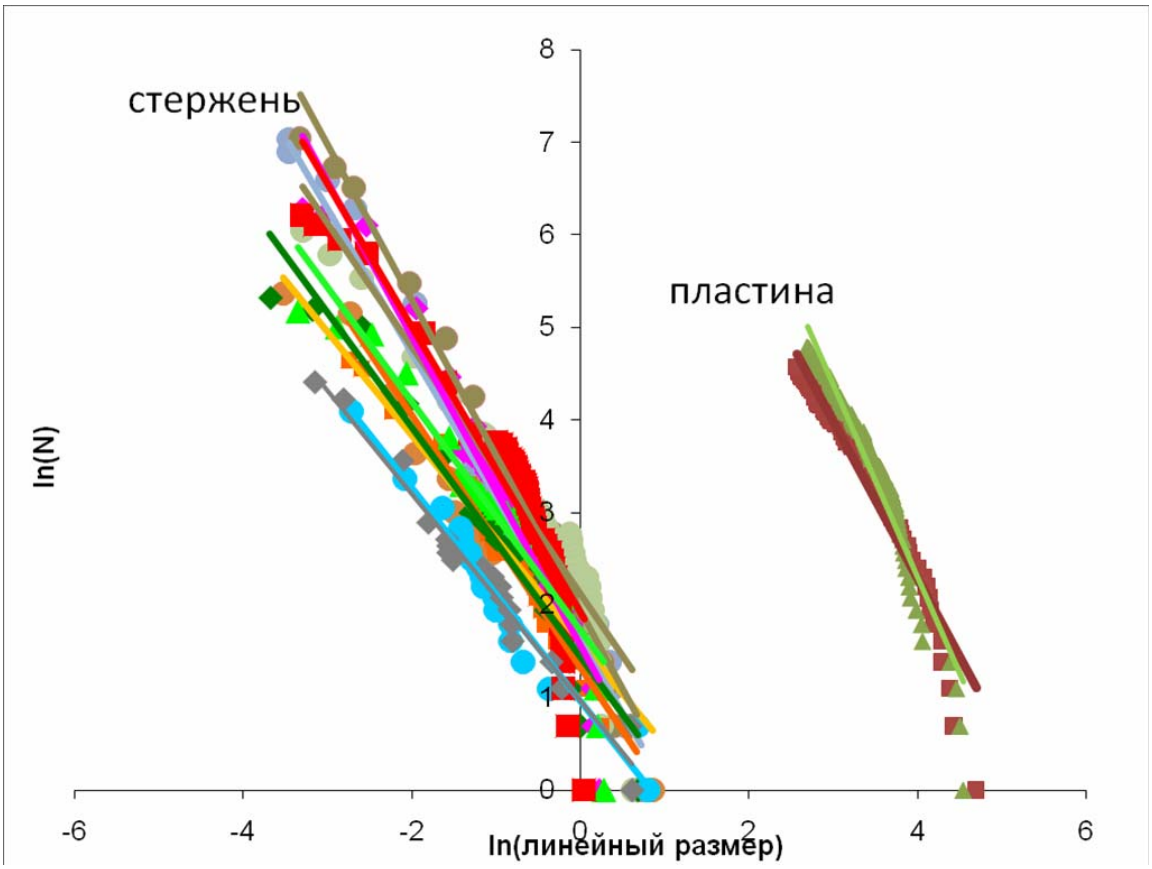


Рис. 2. Интегральная функция распределения фрагментов по размерам для плстин и стержней.

Вторая серия экспериментов была проведена на этой же установке, при измененных условиях закрепления образцов. Для уменьшения влияния отраженных волн на картину фрагментации нагружалась сборка из трех стеклянных цилиндрических образцов, помещенная в стальной цилиндр, заполненный вспененным полиэтиленом. В отличие от предыдущей схемы нагружения образцы не были закреплены на опоре, и после удара перемещались из стального цилиндра в улавливатель. Изменение ус-

ловий нагружения и размеров образцов не привело к изменению закона распределения фрагментов по размерам. На рис. 2, в двойных логарифмических координатах построены интегральные функции распределения фрагментов по размерам при фрагментации пластин и стержней при двух различных условиях нагружения. Во всех трех случаях функция распределения описывается степенным законом $N(>r)=Cr^{-D}$, где N это количество фрагментов с линейным размером больше некоторого r. Фрактальная размерность D для пластин лежит в интервале от 1.6 до 2.0, а для стержней – от 1.1 до 1.7. Для второй серии экспериментов масса фрагментов, соответствующая максимальному значению плотности вероятности, изменяется от $2*10^{-4}$ г до $4*10^{-4}$г (рис.3), и практически не зависит от энергии ударника.

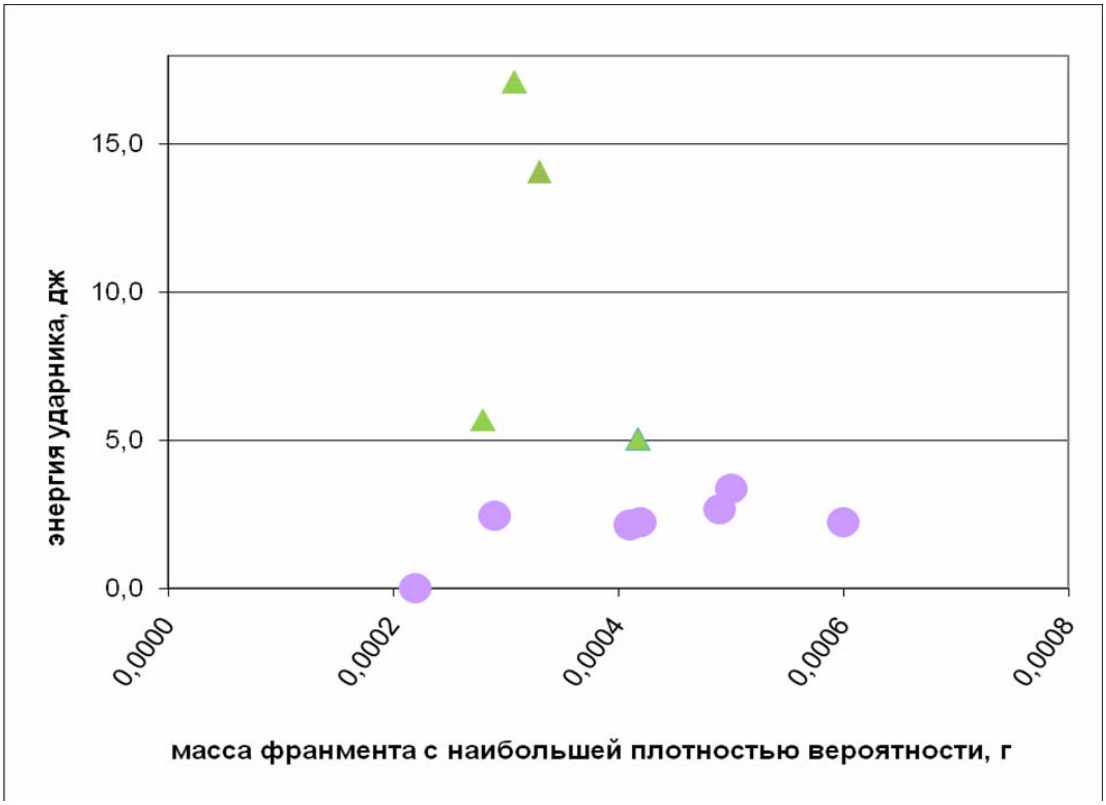


Рис.3. Зависимость массы фрагмента, соответствующей максимуму плотности вероятности от энергии ударника. Кружочками обозначены результаты фрагментации стержней в первой серии экспериментов, треугольниками – во второй.

Работа осуществлялась при поддержке грантов РФФИ 08-01-00699, РФФИ 09-08-99097-р_офи, РФФИ 09-01-92005-ННС_а, РФФИ 09-01-92441-КЭ_а.

Список литературы

1. 1.Наймарк О., Давыдова М., Плехов О., Уваров С. Экспериментальное и теоретическое исследование динамической стохастичности и скейлинга при распространении трещины// Физическая мезомеханика. – 1999, Т.2, №3. - с.47-58.
2. Давыдова М.М. Экспериментальное исследование статистических закономерностей фрагментации стекла. //Физическая мезомеханика.- т. 11, N5. – 2008.- стр. 77-83.

УПРУГОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ: ДВУХКОМПОНЕНТНАЯ МОДЕЛЬ МНОГОСТАДИЙНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Зуев Л. Б., Баранникова С. А., Данилов В. И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
lbz@ispms.tsc.ru

В наших исследованиях [1] экспериментально было установлено, что пластическая деформация твердых тел склонна к локализации на протяжении всего процесса пластического течения. Возникающие при этом в образце картины локализации представляют собой пространственно-временные структуры [2], самопроизвольно появляющиеся при деформации с постоянной скоростью. В настоящем исследовании обсуждаются макроскопические закономерности развития процессов локализации деформации на различных стадиях деформационного упрочнения. Главной задачей является описание картин локализации пластического течения и их эволюции в ходе деформирования с постоянной скоростью.

Для решения задачи была создана специальная методика, основанная на двухэкспозиционной спекл-фотографии [1] и сочетающая разрешающую способность на уровне оптического микроскопа ~1 мкм с полем зрения ~100 мм, обеспечивающим наблюдение всего образца. Для ее реализации специально разработан измерительный комплекс ALMEC (Automatic Laser Measuring Complex), на котором получены основные экспериментальные данные. Комплекс позволяет восстанавливать поле векторов смещения $\boldsymbol{r}(x, y)$ при деформации плоских образцов и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии.

Исследования проведены на широком классе материалов, в том числе на моно- и поликристаллах с ГЦК, ОЦК, ГПУ и тетрагональной решетками, среди которых были чистые металлы и сплавы разного состава, а также неметаллических материалах (керамика, щелочно-галоидные монокристаллы, горные породы). При этом, как будет показано в следующем разделе, число наблюдаемых форм локализации пластического течения ограничено, и эти формы не зависят от механических свойств конкретных материалов.

Главной характерной чертой процесса пластического течения является его многостадийность [3]. Поэтому наблюдающиеся картины локализации удобно сопоставить с действующим на данной стадии течения законом деформационного упрочнения, который принято характеризовать дискретно меняющимся показателем параболичности n в уравнении Людвика-Холломона [3] для многостадийной кривой пластического течения

$$\sigma = \sigma_0 + \theta \cdot \varepsilon^n, \qquad (1)$$

где σ и ε – напряжение и деформация, $\theta = \mu^{-1} \cdot d\sigma / d\varepsilon = const$ - коэффициент деформационного упрочнения (μ – модуль упругости), а σ_0 – предел текучести. Известно [3], что

$n = 0$ на стадии площадки текучести $(\sigma = const; \theta = 0)$,

$n = 1$ на стадии линейного деформационного упрочнения $(\sigma \sim \varepsilon; \theta = const)$,

$n = ½$ на стадии параболического (тейлоровского) упрочнения $\left(\sigma \sim \varepsilon^{1/2}\right)$,

$0 \le n < ½$ на стадии предразрушения $\left(\sigma \sim \varepsilon^n\right)$.

Выделив все стадии процесса и сопоставив их с данными о картинах локализации пластического течения, мы убедились, что каждому этапу течения отвечает

определенный тип картины локализации, практически не зависящий от конкретных деталей механизма деформации и структуры деформируемого материала [1]. Это наблюдение легло в основу правила соответствия, которое иллюстрируется рис. 1, действует для всех исследованных на настоящий момент материалов и формулируется следующим образом:

- стадии площадки текучести соответствует движение вдоль образца уединенного очага локализованной деформации,
- стадии линейного деформационного упрочнения соответствует движение по образцу с постоянной скоростью нескольких эквидистантных очагов локализации,
- параболической (тейлоровской) стадии деформационного упрочнения соответствует возникновение в образце системы эквидистантно расположенных стационарных очагов локализованной деформации,
- стадии предразрушения соответствует взаимосогласованное движение очагов локализованной пластичности приводящее к «коллапсу» [4] таких очагов.

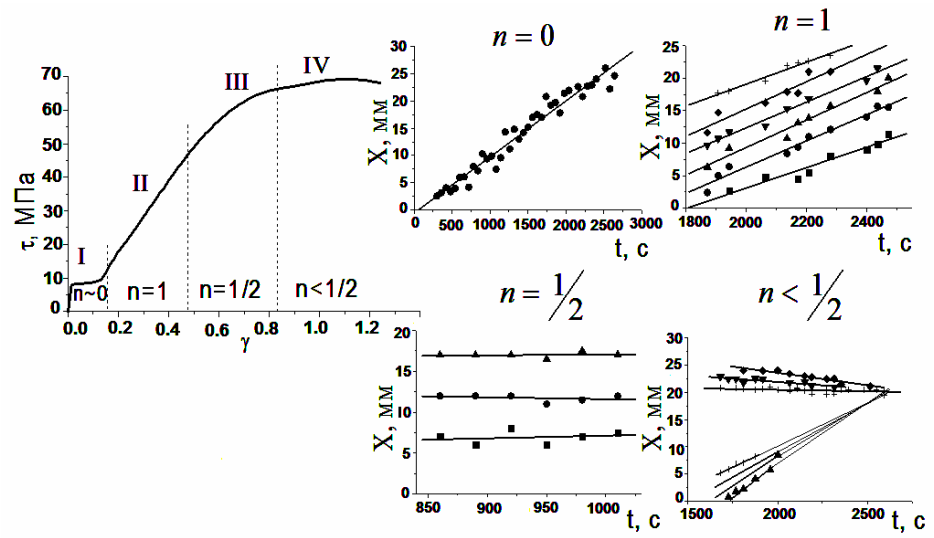


Рис. 1. Кинетические диаграммы волновых процессов $X(t)$ для разных стадий кривой пластического течения: I – площадка текучести, II – линейное упрочнение, III – тейлоровское упрочнение, IV- стадия предразрушения

Эти закономерности выполняются для всех материалов независимо от состава и структуры, а также от механизма пластического течения [1]. Достаточно широкие вариации структуры и микроструктуры материалов влекут за собой лишь количественные изменения картин локализации, не затрагивая ее признаковых черт. Главным же оказывается то обстоятельство, что пластическая деформация протекает коррелированно по всему объему образца. Наблюдаемые формы корреляции исчерпываются перечисленными выше закономерностями, и их число совпадает с числом стадий кривой пластического течения.

Анализ количественных характеристик процессов локализации пластического течения позволил обнаружить фундаментальную закономерность, состоящую в том, что произведения макропараметров процессов локализации $\lambda \cdot V_{aw}$ оказались коррелированными с произведениями решеточных характеристик соответствующих кристаллов $d \cdot V_{\perp}$ (d – расстояние между плотноупакованными плоскостями в решетке металла, $V_{\perp}$ - скорость упругих поперечных волн). С приемлемой точностью можно утверждать, что для исследованных материалов выполняется равенство

$$\lambda \cdot V_{aw} \approx 1/2\, d \cdot V_{\perp}. \qquad (2)$$

Среднее для семи исследованных металлов отношение $\langle 2\lambda \cdot V_{aw} / d \cdot V_{\perp} \rangle \approx 1{,}06 \approx 1$.

Уравнение (2) устанавливает количественную связь характеристик упругих волн (d и $V_\perp$) с характеристиками картин локализации пластического течения (λ и V_{aw}) в них, причем произведения $d \cdot V_\perp$ и $d \cdot V_\perp$ могут рассматриваться как инварианты упругих и пластических деформационных процессов, одновременно идущих в твердом теле. Эта закономерность, по-видимому, отражает взаимосвязь малой упругой ($\varepsilon << 1$) и большой пластической ($\varepsilon \approx 1$) деформаций, а соотношение (2) объединяет два определяющих деформацию процесса – перераспределение упругих напряжений со скоростью $V_\perp$ и перераспределение областей локализованной пластичности, идущего со скоростью V_{aw}.

Тесная связь акустических и механических свойств деформируемого твердого тела, устанавливаемая соотношением (2), проявляется и в обратном действии дефектной подсистемы на акустические характеристики кристаллов. Скорость ультразвука зависит напряжения течения и деформации [5], причем сложная форма функции $V_\perp(\varepsilon, \sigma)$ указывает на нелинейность такой взаимосвязи. Существенно, что скорость ультразвука постоянна на стадии линейного деформационного упрочнения и падает на стадии параболического упрочнения. В то же время при переходе к стадии предразрушения она снова возрастает.

Принципиальной для рассматриваемой модели является соответствие локализованной деформации и сигналов акустической эмиссии. Эксперименты [6], проведенные на материале, деформирующемся путем распространения полосы Людерса, позволили установить, что очаги локализованного пластического течения действительно являются источниками акустической эмиссии. При этом излучающая акустические импульсы область совпадает с визуально наблюдаемой деформационной полосой.

Выявленные закономерности указывают на важную роль фононной подсистемы кристалла в формировании автоволновых картин локализации пластического течения. Однако фононная подсистема играет более важную роль в развитии локализованного пластического течения твердых тел. Учтем, что процесс пластического течения включает два типа взаимосвязанных событий, согласованно протекающих в деформируемой среде. С одной стороны это релаксационные акты движения дислокаций, их ансамблей и (в макроскопическом пределе) автоволн локализованного пластического течения. С другой стороны каждый акт пластичности сопровождается генерацией упругих волн, связанной с перераспределением упругих деформаций в ходе релаксационных скачкообразных актов разного масштаба, то есть, акустической эмиссией [7], широко применяется в методах неразрушающего контроля. Оба эти эффекта изучались ранее независимо друг от друга.

Список литературы

1. Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, С.А. Баранникова. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
2. В.А. Васильев, Ю.М. Романовский, В.Г. Яхно. Автоволновые процессы. М.: Наука, Москва, 1987.
3. Р. Хоникомб. Механические свойства металлов. М.: Мир, , 1972.
4. Б.Б. Кадомцев. Динамика и информация. М.: Редакция УФН, 1997.
5. L.B. Zuev, and B.S. Semukhin. Some acoustic properties of a deforming medium. Phil. Mag. A. **82,** 1183 (2002).
6. T.V. Murav'ev, and L.B. Zuev. Acoustic emission during the development of a Lüders band in a low-carbon steel. Technical Physics **53**, 1094 (2008).
7. R.V. Williams, Acoustic Emission. Bristol: Adam Hilger, 1980.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАДИАЛЬНОМ ОБЖАТИИ

Заводчиков А. С.[1], **Зуев Л. Б.**[2]

[1]*ПермГТУ, г. Пермь, Россия*, zuxeel@mail.ru
[2]ИФПМ СО РАН, г. Томск, Россия, lbz@ispms.tsc.ru

В настоящее время для тепловыделяющих сборок (ТВС) водо-водяных реакторов под давлением (ВВЭР) с повышенным выгоранием топлива (70-80 МВт×сут/кгU) и с длительностью эксплуатации 5–7 лет потребовались оболочки тепловыделяющих элементов (твэлов) из циркониевых сплавов с существенно более высоким уровнем функциональных характеристик, обеспечивающих их конкурентоспособность на мировом рынке [1]. Для их создания, в первую очередь, необходимо повысить однородность структуры, коррозионную стойкость и размерную стабильность оболочек, которые должны сохраняться при таких условиях, а также при последующем хранении отработанного ядерного топлива. Общей целью исследований, представленных в докладе, является обоснование применения процесса радиального обжатия циркониевых сплавов для получения труб повышенного качества используемых в качестве оболочек твэлов. В ранее проведенных работах [2, 3] была показана эффективность использования больших деформаций при радиальном обжатии прутковых заготовок из циркониевых сплавов на радиально-ковочных машинах (РКМ) [4].

Исследования предельной пластичности циркониевого сплава Zr-1,0мас.%Nb [5], подвергнутого холодному радиальному обжатию с нарастанием степени суммарной деформации при ковке трубной заготовки на РКМ (рис. 1), показали, что при 80% деформации начинается разрушение поверхностных слоев металла (рис. 2).

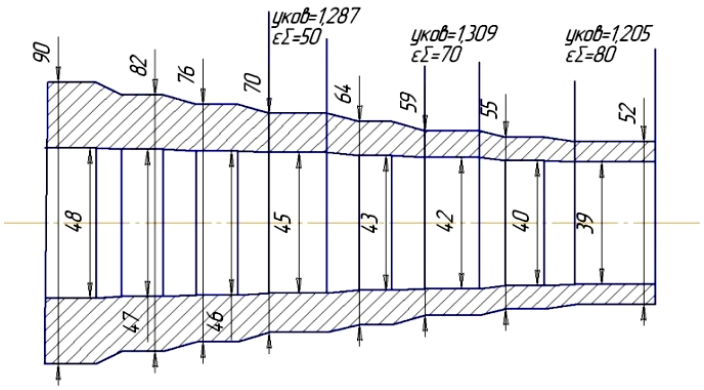


Рис.1. Схема радиального обжатия заготовки с суммарной деформацией 50%, 70% и 80%

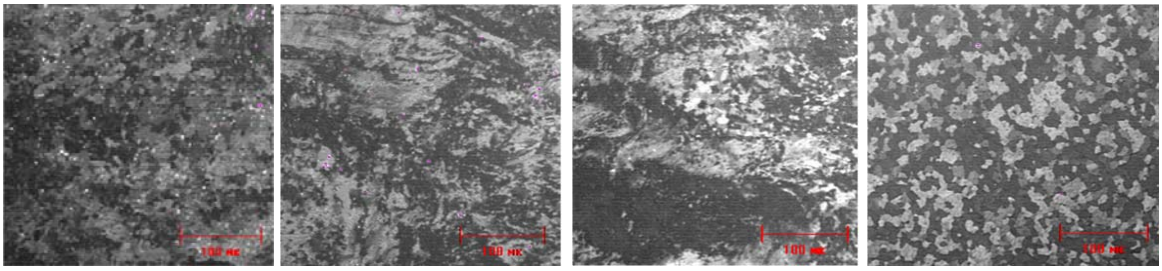


Рис.2. Отслоение металла на наружной поверхности трубной заготовки

Изучение влияния радиального обжатия при суммарной деформации 70% на структуру и свойства циркониевого сплава показало, что структура исходных трубные заготовки Ø90×48 мм, представленная на рис. 3, неоднородна по длине и сечению заготовки. Металлографические исследования подтверждаются результатами замеров микротвердости по сечению стенки: уровни микровердости на наружном и внутреннем краях стенки различаются в среднем на ~ 100 МПа.

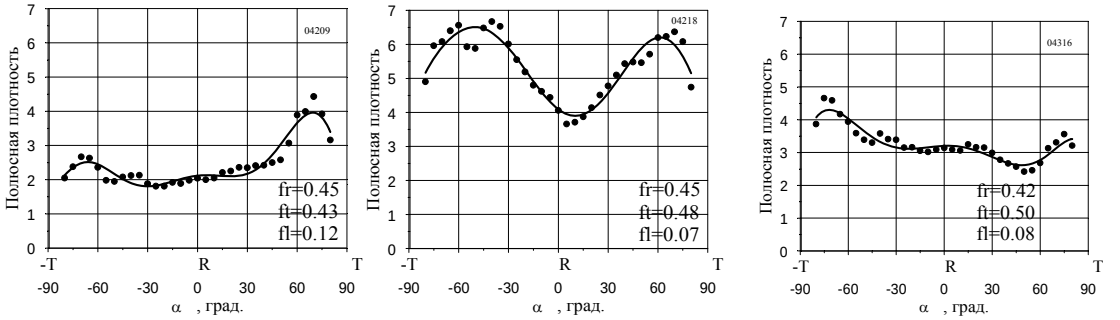
Текстура исходной заготовки характерна тем, что базисные нормали перпендикулярны аксиальному направлению в RT-сечении трубы (рис. 4). Выявлена значительная текстурная неоднородность по длине заготовки. Так на ППФ (0002) образца от начала заготовки кроме основных максимумов слабой интенсивности присутствуют текстурные максимумы α-Zr вблизи радиального направления. Текстура мате-

риала конца заготовки характеризуется наличием интенсивных симметричных текстурных максимумов, отклоненных от радиального направления на ~50…60 град.



Начало заготовки Середина заготовки Конец заготовки После радиального обжатия

Рис. 3. Микроструктура по длине исходной заготовки и после ее радиального обжатия с суммарной деформацией 70%



Начало заготовки Конец заготовки После радиального обжатия

Рис.4. Прямые полюсные фигуры (0002)α-Zr по длине исходной заготовки и заготовки после радиального обжатия с суммарной степенью деформации 70%

Радиальное обжатие заготовки с суммарной деформацией 70% обеспечивает полную проработку металла по толщине стенки. Микроструктура кованых заготовок после термообработки в области существования α-Zr полностью рекристаллизована и однородна как по длине, так и по толщине стенки (рис. 3). Величина зерна 4,2…4,4 мкм соответствует величине зерна в готовой оболочке твэла [5]. Текстура образцов после радиального обжатия изменяется: уменьшается интенсивность максимумов, а они сами распределяются по всему RT-сечению. Термообработка ведет к размытию текстурных максимумов и выравниванию текстуры по концам заготовки.

Результаты исследований механических свойств при 20ºС (Таблица), показали, что за счет максимальной деформации при радиальном обжатии удалось выровнять свойства по длине заготовок. Контроль геометрических размеров, результаты которого приведены на рис. 5, показал, что процесс радиального обжатия значительно снизил исходную разнотолщинность заготовок с 1,17 мм до менее 0,3 мм. Это объясняет однородность свойств и структуры по длине заготовки. Таким образом, максимально используя запас пластичности сплава, можно за счет радиального обжатия получать высококачественную трубную заготовку для оболочек твэлов.

Исследования оболочек твэлов, полученных из трубных заготовок после радиальной ковки, показали, что разнотолщинность готовых труб не превышает 50 мкм. Это значительно повысило эксплуатационные свойства оболочек твэлов. Отбраковка труб по несплошности металла (дефект более 30 мкм) не превышает 3%, что соответствует уровню лучших мировых производителей циркониевой продукции для ядерной энергетики, например, фирм «Westinghouse» и «Frameatom».

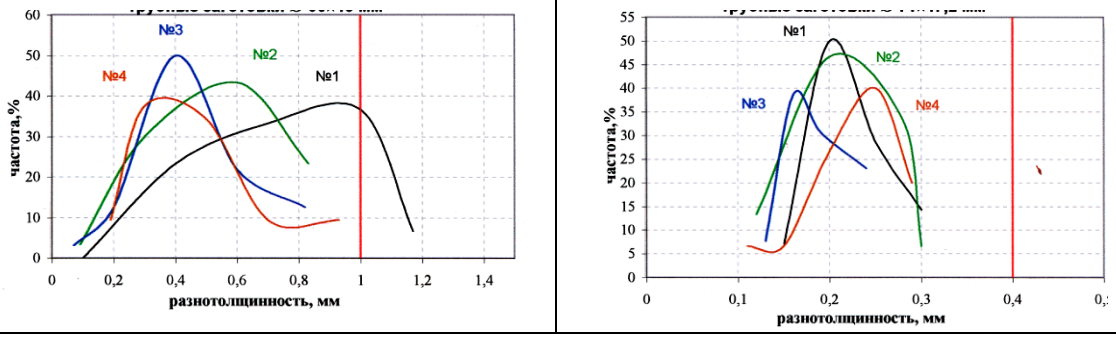


Рис.5. Разнотолщинность исходных заготовок и заготовок после радиального обжатия с суммарной степенью деформации 70%

Таблица. Механические свойства исходных заготовок и заготовок после радиального обжатия

	Место отбора пробы	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ
		МПа	МПа	%
Исходная заготовка	начало	516 520 522	413 418 411	31,5 27,2 27,3
	конец	444 441 444	324 324 327	25,0 27,4 26,3
Заготовка после радиального обжатия с деформацией 70%	начало	681 689 688	571 582 584	15,2 15,3 16,0
	конец	699 697 698	591 584 580	15,6 15,3 15,2

Таким образом, проведенные в настоящей работе исследования указывают на перспективность применения радиальной ковки для получения однородной структуры полуфабрикатов при производстве изделий для ядерной энергетики из сплава Zr-1,0мас.%Nb.

Список литературы

1. Солонин М.И., Коновалов И.И. Требования к новым материалам и технологиям для ядерной техники и пути их создания // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы. 2004. Вып. 1(62), с.14-25.
2. Заводчиков А.С. Эффективность применения больших обжатий в процессах горячей и холодной радиальной ковки полуфабрикатов и изделий из тугоплавких сплавов // Материалы конференции «63-е Дни науки студентов МИСиС». М.: МИСиС. 2008, с. 242.
3. Заводчиков А.С., Котрехов В.А., Кучерявенко Е.Н. и др. Эффективность больших деформаций в процессах горячей и холодной обработки циркониевых и титановых сплавов // Тезисы докладов 4-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур». М.: МИСиС. 2008, с. 29.
4. Тюрин В.А. Ковка на радиально-обжимных машинах. М.: Машиностроение, 1990.
5. Займовский А.С., Никулина А.В., Решетников Н.Г. Циркониевые сплавы в ядерной энергетике. М.: Энергоатомиздат, 1994. 253 с.

СПЕЦИФИКА ПРИРОДЫ ДЕСТУКТИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ И ХАРАКТЕР ПОВРЕЖДАЕМОСТИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Чуканов А. Н., Яковенко А. А.

ГОУ ВПО «Тульский государственный университет», Тула, Россия
AlexChukanov@yandex.ru, Alexyakovenk@gmail.com

Развитие деградации и разрушения сопровождается релаксационными явлениями, отражающими взаимодействие дефектов кристаллического строения. Ведущую роль в указанных процессах играют дислокации и их группы. Традиционным методом фиксации дислокационной динамики как во всем объеме, так и в локальных зонах концентрации напряжений является метод *внутреннего трения* (ВТ) [5]. Температурный спектр ВТ представляет собой комплекс неупругих эффектов (НЭ), отражающих изменение диффузионных и динамических характеристик дефектов, фазового состава, морфологии фаз, перераспределение растворенных и собственных атомов, формирование суб- и микронесплошностей. Принципиальное преимущество ВТ в фиксации перечисленных процессов на самых ранних этапах деградации [6].

Цель исследования: изучение влияние различных по природе деструктивных воздействий на стадийность деградации и повреждаемости. Использовали силовое (деформация) и коррозионное (насыщение водородом) воздействия.

Объекты исследования: образцы углеродистой стали марки Ст 3 (l = 200 мм, d = 8 мм,) и сплава Fe+0,09%C (l = 70 мм, d = 0,8 мм).

Методика. Образцы стали марки Ст3 деформировали при комнатной температуре статическим одноосным растяжением (ε = 0…20%). Образцы сплава Fe+0,09%C – обжатием при протяжке через фильеры. Строили условные диаграммы деформации (ГОСТ 1497-84). Фиксировали изменение плотности (ρ) и параметры тонкой структуры: плотность дислокаций, величину микроискажений.

Коррозионное воздействие стали Ст 3 имитировали электролитическим насыщением водородом (катодная поляризация в растворе H_2SO_4 [4]). Интенсивность воздействия варьировали длительностью насыщения (1…30 часов) при плотности тока j = 150 А/м^2. Стимуляторы – тиомочевина и роданистый аммоний.

Анализировали комплекс параметров неупругих эффектов ВТ, полученных в диапазоне от -100 до 500 ^{o}C при низко- (обратный крутильный маятник, $f \sim 1$ с$^{-1}$) и среднечастотных (резонансные изгибные колебания $f \sim 1 \cdot 10^{-3} c^{-1}$) измерениях амплитудных и температурных зависимостей ВТ (АЗВТ и ТЗВТ) (ГОСТ 25156-82). Скорость нагрева 2 град./мин. Параллельно измеряли модуль нормальной упругости (E).

Результаты. На ТЗВТ идентифицировали НЭ: водородную релаксацию Снука-Кестера; релаксацию Снука (C и N); релаксацию Снука-Кестера; а также деструкционный эффект, отражающий дислокационную динамику у дефектов поврежденности (микротрещин) [2]. Оценивали фоновое значения ВТ и термоактивационные параметры НЭ (высоту, температурное положение, энергию активации: $Q^{-1}{}_f$, $Q^{-1}{}_m$, T_m, ΔH) в зависимости от степени предварительной деформации и длительности насыщения.

Стадийность повреждаемости определяли на основе модели Л. Р. Ботвиной [1], описывающей разрушение при одноосном растяжении. Критерием границ отдельных стадии служило отношение текущего напряжения к максимальному σ / σ_{max}. Это позволило выявить несколько стадий процесса повреждаемости. Комплексный анализ вышеперечисленных НЭ ВТ подтвердил факт наличия стадийности и значительно детализировал механизмы процессов, реализующихся на этих стадиях.

При деформировании углеродистой стали Ст3 выявили следующие стадии деградации [6,7] и повреждаемости [1] (рис. 1).

М. Стадия *микротекучести* ((0,35–0,7)σ_{max}. до 3 %). В ходе деформации начинают формироваться полосы Чернова-Людерса. Процесс деформации практически полностью пластический. Наблюдается резкий прирост плотности подвижных дислокаций [1]. В твердом растворе уменьшается концентрация атомов внедрения C и N в 3 раза. Они начинают закреплять подвижные дислокации. Растет энергия связи дислокаций с примесными атомами ($\Delta E_{св}$~ $4 \cdot 10^{-19}$ Дж). Величина номинальных (фон ВТ) и локализованных (высота деструкционного максимума микронапряжений растёт ($\Delta Q_f^{-1} = 8 \cdot 10^{-4}$; $\Delta Q_m^{-1} = 2{,}4 \cdot 10^{-4}$).Увеличивается количество субмикронесплошностей. Модуль упругости снижается на 15%.

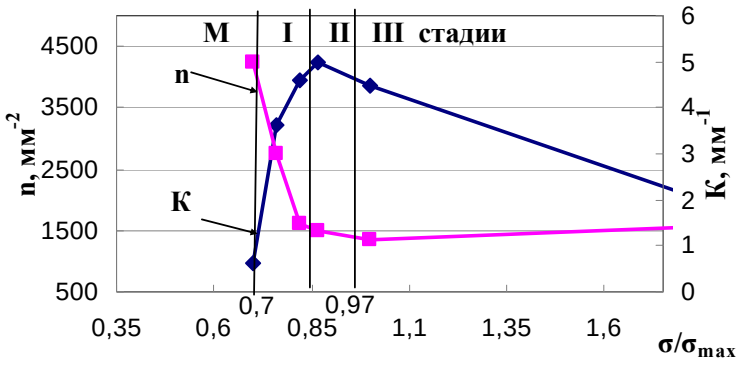


Рис. 1. Изменения концентрационного критерия *K* и плотности микротрещин *n* на стадиях: микротекучести (*M*), накопления (*I*), слияния (*II*) микротрещин и развития макротрещины (*III*) [1]

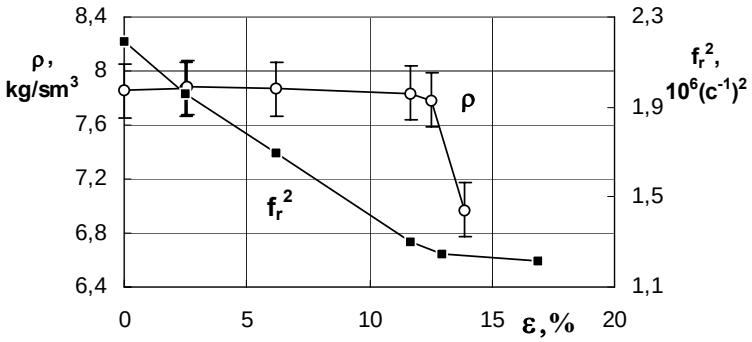


Рис. 2. Относительное изменение модуля упругости стали Ст 3 на различных стадиях накопления поврежденности

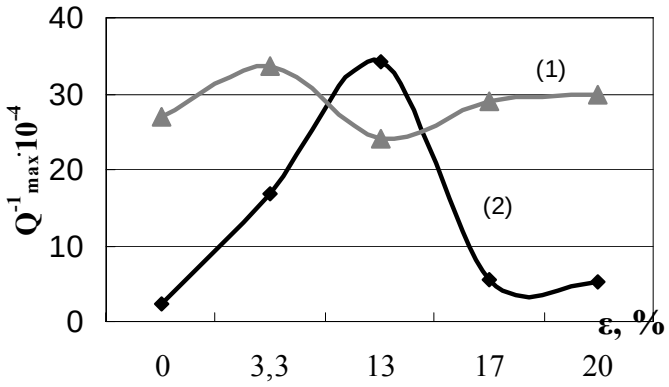


Рис. 3. Влияние предварительной деформации на фон ВТ (1) и высоту деструкционого максимума (2) сплава Fe+0,09% C

I. Стадия *накопления дефектов* ((0,7–0,85) σ_{max}. (ε = 3…6 ÷8 %). На деформацию оказывает влияние развитие нарушений сплошности и образование микротрещин. Рост количества подвижных дислокаций превалирует над процессом их блокировки примесными атомами. В конце стадии наблюдали слабое снижение плотности образца – начало его микроразрыхления (рис.2). Этот этап определяется деформацией пластико - деструкционного характера.

II. Стадия *слияния дефектов* ((0,85–0,97) σ_{max}. (ε = 8…13 %). Достигается баланс между увеличением плотности подвижных дислокаций и количеством атомов внедрения.

В вершинах микротрещин происходит формирование заблокированных дислокационных групп, которые в дальнейшем становятся локализованными зонами концентрации внутренних напряжений ($\Delta Q_m^{-1} = 34{,}3 \cdot 10^{-4}$). В этих зонах возникают субмикротрещины (рис. 3).

Процесс слияния микротрещин, выходящий за границы зерна, становится превалирующим. Между стадиями I и II наблюдали переходную область, имеющую признаки обеих стадий. Продолжается процесс генерации дефектов, слияние микротрещин при этом происходит внутри зерна [1]. В конце стадии они сливаются с макротрещинами. Величина фона ВТ падает на 20 % (рис. 2). Модуль упругости уменьшается на 38 % по сравнению с исходным. Размер микротрещин 10-14 мкм [1].

III. Стадия *локализованного разрушения* ((0,97–1) σ_{max}. (ε = 13…17÷20 %). Величина локальных микроискажений (высота деструкционного максимума) падает (рис.3). Это связано с рассеянием энергии при образовании дополнительных поверхностей – макротрещин. Растущая энергии связи примесных атомов с дислокациями свидетельствует о всё более жесткой блокировке последних.

Деформация в подавляющей части деструкционная. Она локализуется в узкой области концентраций напряжений продвижения магистральной трещины, что приводит к окончательному разрушению [3].

Полученные результаты хорошо согласуются с данными других исследователей [1-4].

Аналогичную стадийность изменения параметров максимумов ВТ фиксировали при измерениях ТЗВТ образцов, подвергнутых коррозионному воздействию в ходе наводороживания [4]. Это позволяет говорить о схожих механизмах накопления поврежденности и позволяет использовать параметры деструкционного НЭ для прогнозирования поврежденности в малоуглеродистой стали вне зависимости от физической природы формирующих её процессов.

Список литературы

1. Жаркова Н.А., Ботвина Л.Р., Тютин М.Р. Стадийность накопления повреждений в низкоуглеродистой стали в условиях одноосного растяжения // Металлы. 2007. №3. С. 64-71.
2. Левин Д.М., Чуканов А.Н., Муравлева Л.В. Исследование повреждаемости трубных сталей по эффектам неупругой релаксации // Вестник Тамбовского университета. Тамбов. 1998. Т. 3, Вып. 3. С. 315-318.
3. Рыбакова Л. М. Механические свойства и деструкция пластически деформированного материала//Вестник машиностроения. - 1993 - №3 - 32 – 37с.
4. Сергеев Н.Н. Механические свойства и внутреннее трение высокопрочных сталей в коррозионных средах // Дис. на соиск. уч. степ. докт. техн. наук. Самара, 1996. 463 с.
5. Чуканов А.Н. Физико-механические закономерности формирования предельного состояния и развития локального разрушения в металлических материалах // Автореферат диссерт. на соиск. уч. степ. докт. техн. наук. Тула: ТулГУ, 2001. 39 с.
6. Чуканов А.Н., Яковенко А.А., Пуханова И.В. The complex analysis of substructural processes of degradation and destruction of metal on the basis of the internal friction's data // DFM2006/Book of articles. Moscow: Interkontakt Nauka, 2006, P.82-84.
7. Чуканов А.Н., Яковенко А.А. Анализ температурного спектра внутреннего трения для описания деградации и деструкции сталей // XI Межд. конф. «Взаимодействие дефектов и неупругие явления в твердых телах» (IIAPS XI), Сб. тр. конф. Тула: Изд-во ТулГУ, 2008. С. 90-96.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ПОДХОДЫ К ПРОБЛЕМЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДОВ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ

Кустов А. И., Мигель И. А.[(1)] , Зеленев В. М., Глазунов И. Г.

Воронежский государственный педагогический университет, Россия
Военный авиационный инженерный университет, Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru

Рассчитаны значения ряда физико-механических характеристик твердотельных материалов методами акустомикроскопической дефектоскопии. Получены зависимости прочностных параметров стали от размера зерна. Результаты исследований демонстрируют хорошее совпадение с данными, полученными стандартными методами.

Введение Проблема определения прочностных характеристик материалов сохраняет свою актуальность. При этом на передний план выдвигаются методы, обеспечивающие существенное расширение вариантов исследований, повышающих их достоверность и надежность. Прежде всего, это относится к определению локальных характеристик, нахождению анизотропных направлений и областей, расчету параметров на основании набора методов контроля выбранных параметров. Решение поставленной в работе проблемы эффективно осуществляется в последние 20 лет методами акустомикроскопической дефектоскопии (АМД) [1]. Наиболее важные из них – визуализации и V(Z) –кривых.

Целью настоящей работы являлось наблюдение и анализ структуры металлических материалов, а также определение значений их физико-механических параметров (прежде всего характеризующих прочность). Объектами изучения были *стали*, подвергнутые различным внешним воздействиям. Для них рассчитывались значения физических свойств с помощью сканирующего акустического микроскопа САМ [2]. В работах [3,4] было продемонстрировано, что режим визуализации с относительным сканированием поверхности образца и акустической линзы позволяет получить акустическое изображение структуры объекта (рис.1). При этом, изменяя расстояние (Z) линза-поверхность объекта, можно формировать изображения на различной глубине. Снимки позволяют надежно рассчитывать размеры отдельных зерен, оценивать их форму.

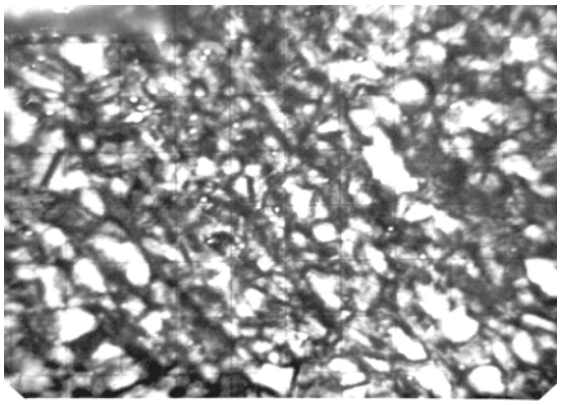


Рис. 1. Акустическое изображение микроструктуры стали мартенситного класса (Z = – 27 мкм, масштаб 20 мкм/дел., иммерсионная жидкость-вода).

Методика эксперимента По размерам и конфигурации зерен сталей, прежде всего 15Х2НМФА, 08Х18Н10Т, 18ХГТ, рассчитывали прочностные характеристики, в качестве одной из которых был выбран предел текучести $\sigma_{0,2}$. Метод АМД, основанный на использовании V(Z)-кривых, позволил рассчитать и локальные, и интегральные характеристики образцов. Оценка степени локальности проводилась исходя из геометрических соображений. Принимая во внимание, что длина используемой аку-

стической волны $\lambda_R = \frac{\upsilon_R}{f}$, выражалась взаимосвязь минимального диаметра площадки для измерений d_m и соответствующего смещения образца к акустической линзе Z_m:

$$1,5 \cdot \Delta Z_N + N \cdot \Delta Z_N = Z_m = \frac{d_m}{2 \cdot \mathrm{tg}\theta_R} \quad (1)$$

где ΔZ_N – характерное для исследуемого материала расстояние на V(Z)-кривой, N – число "горбов" на ней, υ_R – скорость поверхностных акустических волн рэлеевского типа, θ_R – рэлеевский угол для границы жидкость-поверхность образца. Затем рассчитывали d_m по определенной для данного материала длине ПАВ рэлеевского типа ($\lambda_{ПАВ} = \lambda_R$) и соответствующему рэлеевскому углу для изучаемого материала θ_R:

$$d_m = 2 \cdot \mathrm{tg}\theta_R \cdot Z_m = 2 \cdot \mathrm{tg}\theta_R \left(N + 1,5\right) \Delta Z_N \quad (2)$$

Так как минимальное значение $N = 1$, окончательный расчет d_m дает:

$$d_m = 2,5\lambda_{ПАВ} \left(\sec\theta_R + 1\right) \quad (3)$$

При этом, для проведения измерений с помощью разработанного САМ при рабочих частотах порядка 0,5 ГГц достаточно площадки диаметром 25 - 70 мкм, (см. таблицу 1). Результаты расчётов были подтверждены экспериментальными измерениями.

Расчет размера измерительной площадки для определения значений υ_R в различных материалах

Таблица 1

Иммерсионная жидкость – вода (H_2O); υ_l = 1483 м/с					
Материал	$\upsilon_R \cdot 10^3$ (м /с)	$\lambda_R \cdot 10^{-6}$ (м)	υ_l / υ_R	θ_R (°)	$d_m \cdot 10^{-6}$ (м)
ЦТС-35	2,32	5,73	0,608	37,43	34,1
SiO_2 (пл.)	3,46	8,54	0,431	25,54	43,4
CdS	1,70	4,22	0,867	60,14	31,8
Al_2O_3	5,55	13,74	0,267	15,47	70,1

Результаты экспериментов и их обсуждение Известно, что такие параметры как υ_R и *ΔV/V%* (относительное снижение высоты главного максимума V(Z)-кривой) в значительной степени определяют прочностные свойства металлических материалов. При этом по изменению размера зерна, в соответствии с законом Холла-Петча, $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k\ d_з^{-1/2}$, можно рассчитать значение $\sigma_{0,2}$. Оценка степени деформации, в том числе ее значительных локальных изменений, производилась по трансформации формы отдельных зерен с применением акустической визуализации.

Для обеспечения достоверности проводимых измерений параллельно использовался метод V(Z)-кривых. Он позволил рассчитать значения скоростей акустических волн (например, поверхностных υ_R) с точностью до 0,2%. Деформация металла, возникновение упругих неоднородностей или микротрещин проявляются в трансформации характерной зависимости выходного сигнала преобразователя V от расстояния Z до линзы. Сканируя поверхность образца при ее перемещении в *x-y*-плоскости в режиме V(Z)-кривых, получали профили зависимостей V от координат, то есть определяли значения в конкретных, пространственно ограниченных областях (размеры которых изменяли путем задания масштаба).

Одной из целей нашей работы было определение прочностных характеристик. В качестве критерия прочности был выбран условный предел текучести $\sigma_{0,2}$. Прочность оценивалась как в режиме визуализации, так и по V(Z)–кривым. Первый метод предполагал визуальное измерение размера зерна материала $d_з$ с параллельной оценкой величины $\sigma_{0,2}$ стандартными методами. Затем использовалось уравнение Холла-Петча, из которого для различных экспериментальных точек рассчитывались значения σ_0 и k. По экспериментальной кривой определяли $\sigma_{0,2}$ для выбранных значений $d_з$. Полученная экспериментальная кривая представлена на рис.2.

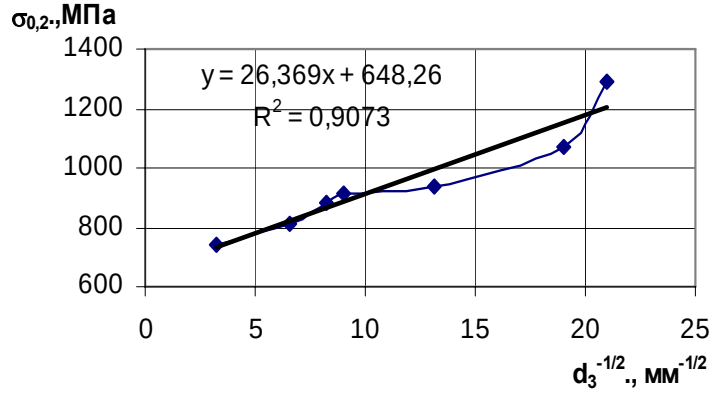


Рис.2. Зависимость предела текучести от размера зерна стали 18ХГТ.

Второй подход к оценке $\sigma_{0,2}$ сводился к измерению υ_R и заключался в параллельном измерении величин d_3, расчете модулей E и G. Оценка значений предела прочности проводилась в соответствии с известным выражением:

$$\sigma_{0,2} \cong \frac{G}{10^2 \cdot n \cdot \pi}.$$

Полученные экспериментальные зависимости приведены на рис. 3.

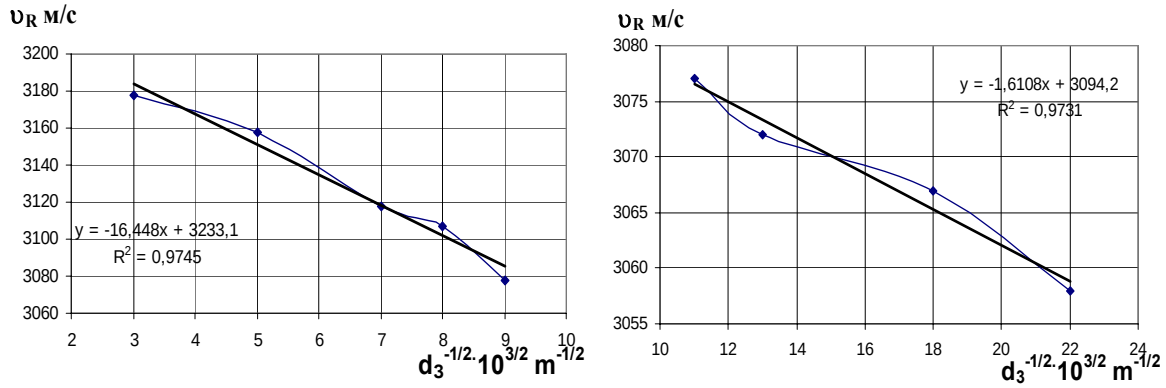


Рис.3. Экспериментальные зависимости скорости ПАВ (υ_R) от размера зерна стали 18ХГТ.

Выводы Сравнение полученных зависимостей позволяет сделать вывод о том, что измеряя υ_R можно просто и надежно оценивать значения $\sigma_{0,2}$. Аналогичные зависимости были получены и для ряда других сталей, например, для 15Х2НМФА.

Список литературы

1. Lemons R.A., Quate C.F. Acoustic microscopy // in Physical acoustics: principles and methods. ed. Mason W.D., Thurston. 1979 – v.XII – p.83-156
2. Мигель И.А., Кустов А.И., Суходолов Б.Г. // Металловедение и термообработка металлов, 1998, № 4, с.29-32
3. Kustov A.I., Migel I.A. // Glass Physics and Chemistry, 1996, v.22, N 3., p.245-247
4. Буданов А.В., Кустов А. И. // Вест. Тамбовск. универс. Серия: Естест. и техн. науки, т.5, вып.2-3, 2000, с.324-326.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ

Кустов А. И., Мигель И. А.[(1)] , Щербинин И. А.

Воронежский государственный педагогический университет, Россия
Военный авиационный инженерный университет, Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru

Проведен анализ состояния приповерхностных слоев твердотельных материалов с использованием акустических волн высокой частоты (~0,5 ГГц). Сформулированы критерии работоспособности материалов, прежде всего металлических. Демонстрируются примеры прогнозирования предельных состояний материалов с использованием физико-механических характеристик, рассчитанных с помощью сканирующего акустического микроскопа (САМ).

Введение Главное условие выбора материала – высокая конструкционная прочность (КП). КП - это комплексное понятие, объединяющее в себе группу основных свойств, наиболее адекватно и полно описывающих работоспособность изделия из данного материала в реальной конструкции при её эксплуатации в конкретных температурно-силовых условиях в течение заданного периода. Свойства, объединяемые понятием КП, называют критериями конструкционной прочности. Среди них первостепенными являются: прочность, надежность и долговечность. Качественно уровень каждого из критериев характеризуют близостью к состоянию, когда величина критерия переходит границу, за которой изделие теряет работоспособность.

Состояние материала, в котором изделие близко к потере КП (потеря устойчивости, несущей способности), называют предельным состоянием (ПС). В зависимости от условий эксплуатации (назначения изделия, напряженного состояния, температурно-силового режима и т.п.) используют различные *критерии* предельности состояния. Зачастую ими являются те или иные характеристики физико-механических свойств (критериев КП). Так при недопустимости пластического деформирования (одно из самых распространенных требований к деталям и конструкциям) критерием предельного состояния может выступать физический или условный *предел текучести* или даже предел упругости. Учитывая растущий объем высокопрочных конструкционных материалов и их низкую сопротивляемость хрупкому разрушению, ПС важно выявлять на возможно более ранних стадиях развития. В качестве критериев наступления ПС следует использовать тонкие субструктурно чувствительные характеристики. Ими могут быть параметры деформационно-напряженного состояния материала в локальных зонах концентрации внутренних напряжений. Общепринятые представления о накоплении повреждаемости, как правило, основываются на данных о процессах разрушения в условиях длительного воздействия нагрузок и активных сред. Общим для этих представлений является критическая роль процесса локального разрушения (ЛР). Изучение условий начала ЛР – зарождения микротрещины и ее развития, например, при пластической деформации, наводороживании и т.п., представляет первоочередной интерес, как с научной, так и с практической точек зрения.

Прямое и косвенное наблюдение областей ЛР (зарождение и распространение микронесплошностей, микротрещин) чрезвычайно затруднено их вероятностным характером и субмикроскопическими размерами. Систематическое изучение неупругих эффектов, связанных с переходом в ПС и началом ЛР при различных видах

внешних воздействий, может дать ценную информацию для разработки локальных критериев прогнозирования надежности и остаточного ресурса изделий.

Методика экспериментов *Целью настоящей работы* явилось установление физико - механических закономерностей формирования предельного состояния и начала локального разрушения на основе информации, получаемой с использованием методов акустомикроскопической дефектоскопии (АМД)[1]. В данной работе объекты изучения - *стали*, подвергнутые различным внешним воздействиям, а также ряд модельных материалов. Режим визуализации с относительным сканированием поверхности образца и акустической линзы позволяет получить акустическое изображение структуры объекта *на различной глубине*. Схема функционирования сканирующего акустического микроскопа (САМ) в режиме выявления микротрещин [2] приведена на рис.1.

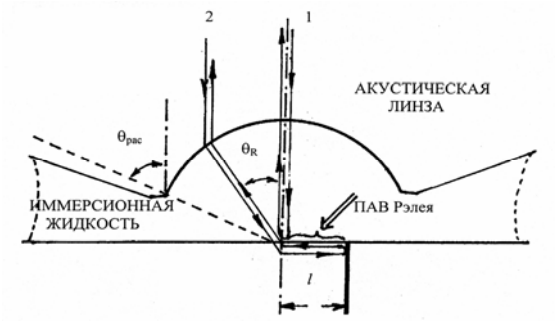


Рис. 1. Схема получения полезного сигнала в районе неоднородности поверхности (протяженной микротрещины), формирующая представление об изменении формы V(Z) – кривой (l – дополнительный путь ПАВ в приповерхностном слое образца; θ_R – рэлеевский угол; $\theta_{рас.}$ – угол раскрытия акустической линзы; 1 и 2 – лучи, между которыми возникает дополнительная разность фаз).

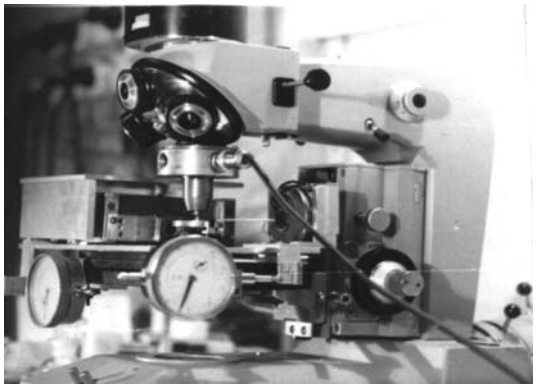


Рис. 2. Общий вид блока визуализации САМ

Общий вид блока визуализации САМ представлен на рис.2. Разрешающая способность изображения определяется значением используемой рабочей частоты. Для решения задач прогнозирования работоспособности материалов нами использовалась установка с f = 450 МГц, что обеспечивало разрешение до 2–5 мкм (в ряде случаев получали изображения объектов с размером в доли мкм).

Полученные акустические изображения позволили надежно рассчитать размеры отдельных зерен, оценить их форму. Известно, что эти параметры в значительной степени определяют прочностные свойства металлических материалов. При этом по изменению размера зерна, в соответствии с законом Холла-Петча, $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k\ d_з^{-1/2}$, можно рассчитать, например, $\sigma_{0,2}$ [3]. Другой базовый метод АМД- метод V(Z)-кривых - позволяет непосредственно рассчитывать значения скоростей акустических волн (υ_R), величину упругих неоднородностей, оценивать степень их опасности, как по форме, так и по плотности в растре. Разработанная методика обеспечивает и экспрессный расчет d_3, который подтверждается данными акустической визуализации.

Результаты экспериментов и их обсуждение Применение разработанного метода к твердотельным материалам, например, к стеклам, позволило получить набор характерных поверхностей, связывающих количество неоднородностей N заданного размера в материале и параметры внешнего воздействия (на рис.3 это расстояние от поверхности H и сила давления на образец F в процессе обработки). Прогнозирование работоспособности материала производится по параметру N . Путем комплексных акустомикроскопических исследований совместно со стандартными методами выявляли критическое число $N_{кр.}$ и проводили (на рис.3) плоскость, перпенди-

кулярную соответствующей оси (например, $N_{кр.}$ = 10). По проекции сечения этой плоскостью экспериментальной поверхности рассчитывают величину допустимых внешних воздействий. Сами упругие неоднородности обнаруживаются по трансформации V(Z)-кривых в соответствующих областях исследуемых материалов (рис.4).

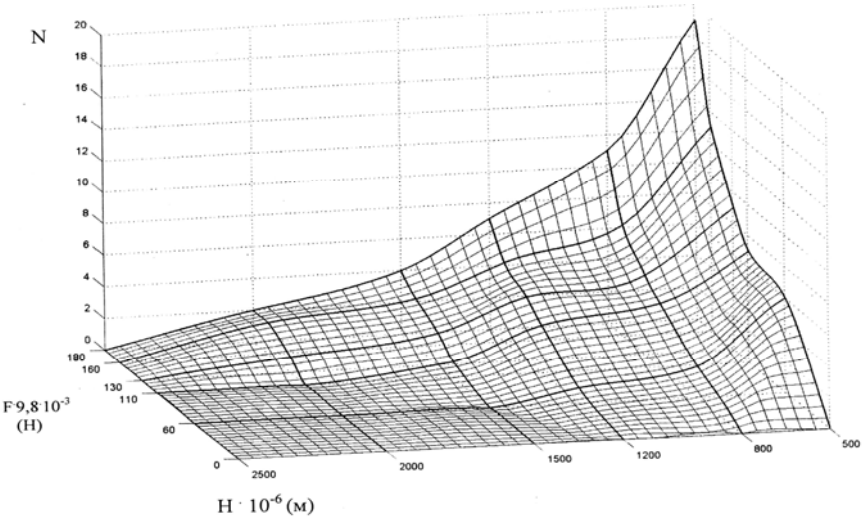


Рис. 3. Экспериментальная зависимость для стекла ТПС числа выявленных микронеоднородностей *N* от силы давления *F* на образец и глубины визуализации *H.*

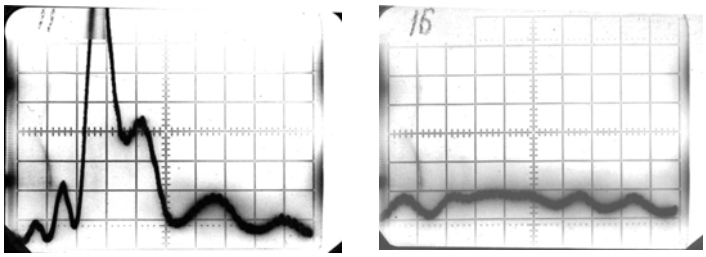


Рис. 4. Серия экспериментальных V(Z) – кривых, полученная в районе неоднородности поверхности (микротрещины) в одном из сортов стали (f = 407 МГц, H_2O, масштаб по вертикали –2 В, по горизонтали 20 мкм/дел., а) 50 мкм, б) 0 мкм до оси линзы.

Разработанные методы оценки работоспособности материалов с помощью САМ были применены к образцам из сталей 15Х2НМФА, 08Х18Н10Т, 18ХГТ и др. и показали высокую степень достоверности получаемых результатов. Микротрещины и упругие неоднородности выявленные методами АМД, их размеры и форма, количество в растре позволяют формировать и использовать критерии предельного состояния (ПС).

Выводы Таким образом, проведенное нами статистически значимое количество экспериментов доказывает, что υ_R и ΔV/V% - информативные параметры для прогнозирования работоспособности сталей, а методы АМД позволяют эффективно оценивать степень предельности состояния по ряду его физико-механических параметров (υ_R, *E, G, V/V%*).

Список литературы

1. Lemons R.A., Quate C.F. // in Physical acoustics: principles and methods. 1979 – v.XII – p.83-156
2. Kustov A.I., Migel I.A.// Glass Physics and Chemistry, 1996, v.22, N 3., p.245-247
3. 3. Kustov A.I., Migel I.A. // Materials of the V Intern. scient. conf. “Strength and fracture of materials and constructions”, Orenburg, 2008, vol.1, p.p.200-206.

УДК 621.791.13

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ ТИТАНА В УСЛОВИЯХ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Первухина О. Л.

Учреждение российской академии наук Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения, г.Черноголовка, Россия
opervukhina@mail.ru

В настоящее время накоплен большой экспериментальный и теоретический материал по вопросу формирования соединения при сварке взрывом. Выдвинут ряд гипотез, объясняющих образование соединения с различных точек зрения. В зоне соударения при сварке взрывом развиваются высокие давления, идет интенсивная пластическая деформация, сопровождаемая значительным повышением температуры металлов в зоне соударения. Для сварки взрывом характерны локализация пластической деформации в узкой зоне и протекание процессов рекристаллизации и оплавления. Высокие скорости пластической деформации, давления и большой градиент температур в узкой зоне, отсутствие данных по изменению свойств в таких экстремальных условиях не позволяют однозначно оценить роль в образовании соединения того или иного параметра свойств свариваемых материалов.

В представляемой работе исследованы особенности высокоскоростного деформационного поведения титана, определенного типом кристаллической решетки и геометрией схемы нагружения, а также химические свойства титана обуславливающие образование в процессе сварки взрывом интерметаллидов и оксидов титана.

Для изучения высокоскоростных деформаций в титане использовали метод взрывного коллапса полого толстостенного цилиндра [1,2]. Цилиндрическая геометрия позволяет легко вычислить деформацию материала на континуальном уровне и сопоставить наблюдаемую структуру с величиной деформации определяющей ее формирование. Эксперименты проводили на цилиндрах (длина 70 мм, внешний диаметр 20 мм и внутренний 11 мм) из титана марки ВТ1-0 с размером зерна 25, 40 и 140 мкм. Нагружение осуществляли зарядом взрывчатого вещества, расположенного с внешней стороны цилиндра коаксиально. Заданная величина конечной максимальной деформации обеспечивалась установкой стержня соответствующего диаметра в центр полости цилиндра. Результаты исследования показали, что характерные структурные изменения (двойникование, текстура, полосы адиабатического сдвига) появляются при равных величинах континуальной деформации. Формирование структуры титана и обусловленные ею критические параметры появления локализации деформации определяются в основном развитием двойникования. Двойникование в титане при высокоскоростном деформировании развивается на ранних стадиях по всем допускаемым системам двойникования. С увеличением размера зерна фрагментирование структуры двойниками приводит к увеличению значений критических параметров локализации. Существует предельная наполняемость материала двойниками с ростом деформации, после которой релаксация энергии осуществляется образованием полос адиабатического сдвига и трещинообразованием. Однако в случае соударения внутренней полости цилиндра со стержнем выделившееся тепло, приводит к созданию микрозернистой структуры за счет процесса динамической рекристаллизации. Это уменьшает эффективность полос адиабатического сдвига, как кон-

центраторов напряжения, и предотвращает катастрофическое раскрытие трещин по ним.

Для направленного измельчения структуры титана были исследованы процессы взрыво-термической обработки [3]. Образцы титана ВТ1-0 с указанным размером зерен были нагружены как однократно, так и поочередно плоской (п) и скользящей (с) ударной волной при давлениях 15 и 7 Гпа соответственно. Эти величины превышают давление фазового перехода. Далее образцы подвергали термообработке: низкотемпературному отжигу 0,27 $T_{пл}$ и естественному старению в течение года.

При нагружении плоской ударной волной в титане зафиксирована структура, содержащая хаотически распределенные дефекты кристаллической решетки и характеризующаяся высоким уровнем микродеформаций с отсутствием выраженной блочности. Нагружение скользящей ударной волной привело к развитию сдвиговых механизмов деформации и структурным изменениям, включающим фрагментацию зерен двойниками различных систем. При повторном нагружении образцов по схеме п+с возросло количество активных систем двойникования в зернах.

Структурное состояние после ударно-волнового нагружения, характеризуется большой плотностью дефектов и потому неустойчиво. При последующей термообработке происходит создание более низкоэнергетических (блочных) структур за счет перераспределения дефектов преимущественно по линиям сдвига. В процессе старения продолжающийся во времени процесс релаксации высокого поля напряжений происходил за счет развития диффузии, перегруппировки дефектов к границам блоков. Это способствовало образованию новых большеугловых границ, фиксируемых при исследовании микроструктуры. В образцах титана с исходным размером зерен 140 мкм после нагружения скользящей ударной волной и термообработки размер зерна уменьшился до 40 мкм, а после нагружения по схеме п+с и термообработки до 2-4 мкм. В образцах с исходным размером зерен 25 мкм появились новые границы, измельчающие структуру до 0,5–1 мкм с сохранением внешних контуров исходных зерен.

Использованный в данной работе метод многократной обработки металлов ударной волной в сочетании с оптимальным режимом термообработки дает возможность получения микрокристаллических состояний в массивных металлических образцах в практически неограниченных объемах.

В практике применения сварки взрывом для производства крупногабаритных листов биметалла и длинномерных цилиндрических изделий с плакирующим слоем из титана известна проблема снижения качества сварного соединения по мере удаления от начала процесса сварки на расстоянии 0,25 - 1 м. При этом могут образовываться сплошная прослойка оплавленного металла, либо включения из интерметаллидов и оксидов титана. При сварке взрывом в сварочном зазоре создаются высокие температуры и давления и происходят сложные физико-химические процессы, прямое наблюдение за которыми затруднено из-за наличия воздушной ударной волны и продуктов детонации. Для исследования процессов в сварочном зазоре в работах [4, 5] предложен метод «ловушек», который позволяет зафиксировать на поверхности ловушки продукты, которые выносятся ударно-сжатым газом из сварочного зазора. Ловушку, состоящую из двух пластин установленных под углом, монтировали на выходе из зазора между двумя листами, один из которых метается зарядом взрывчатого вещества (ВВ). Большие размеры образцов 1500-2000 мм учитывают влияние масштабного эффекта, а протяженная ловушка позволяет не только ловить вылетающие из зазора частицы, но и проследить динамику их осаждения на поверхность ловушки. На пластинах ловушки после взрыва замеряли величину напыленного слоя, фиксировали его конфигурацию. Затем вырезали темплеты, на которых методами оптической и электронной микроскопии, рентгеноспектрального анализа и из-

мерения микротвердости определяли состав и структуру напыленного слоя на поверхности ловушек, а также структуру сварного соединения пластин.

Экспериментально на парах титан+титан, титан+сталь, титан+медь установлено, что при сварке взрывом в атмосфере воздуха происходит взаимодействие дисперсных частиц титана с кислородом и азотом воздуха в ударно сжатом газе в сварочном зазоре впереди точки контакта. Насыщенный газами титан находится в тонком поверхностном слое, который подогревается ударно-сжатым газом. При попадании нагретых частиц титана с поверхности в зазор начинается их горение. Вследствие низкой теплопроводности титана и прогрева ударно-сжатым газом поверхностных слоев свариваемых металлов в сварочном зазоре инициируется взрывоподобный режим горения частиц титана. Это приводит к резкому повышению температуры в сварочном зазоре и нарушению термодинамических условий сварки взрывом. Преимущественный нагрев поверхности титана вследствие его низкой теплопроводности приводит к неодинаковому изменению твердости свариваемых материалов впереди точки контактакта и к смене механизма высокоскоростного соударения из состояния «твердый+твердый» на «мягкий+твердый». Введение в сварочный зазор инертного газа исключает горение титана и обеспечивает качественную сварку на неограниченных поверхностях.

На основании проведенных исследований была разработана технология и выпущена опытная партия протяженных цилиндрических токоподводов для аппаратов химической промышленности из биметалла медь +титан. Разработана, запатентована и освоена технология производства сваркой взрывом крупногабаритных двухслойных листов сталь + титан, обеспечивающая качество биметалла в соответствии с требованиям международных стандартов. Оформлены и согласованы с Госатомнадзором технические условия «Заготовки двухслойные сталь+титан, изготовленные методом сварки взрывом». Из двухслойных заготовок в ОАО «Калужский турбинный завод» изготовлены трубные решётки конденсаторов. Изготовление включало следующие операции: газовую резку, механическую обработку, сборку и приварку к плакирующему слою трубок и отдельных элементов.

Список литературы

1. М.П. Бондарь, Первухина О.Л., В.Ф. Нестеренко, Лукьянов Я.Л.Особенности развития структуры титана при взрывном коллапсе толстостенных цилиндров/ Физика горения и взрыва, 1998, т.34,№5. С. 122-129
2. М.П. Бондарь, Первухина О.Л. Зависимость структуры титана, формирующейся при высокоскоростном нагружении, от его исходного состояния./Физика горения и взрыва, Т.36,№2. 2000 г. С.120-121
3. Первухина О.Л. Исследование влияния ударно-волнового нагружения и термической обработки на процесс измельчения структуры в титане Известия Волгоградского государственного технического университета. Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений" Волгоград. Гос.тех.ун-т, Волгоград, 2004.
4. А. А. Бердыченко, Л.Б.Первухин, О.Л.Первухина Эволюция структуры титана в зоне соединения, полученного сваркой взрывом/ Металловедение и термическая обработка металлов №10, 2009. С.19-24.
5. Первухина О.Л., Первухин Л.Б. Бердыченко А.А., Добрушин Л.Д., Петушков В.Г., Фадеенко Ю.И. Особенности сварки взрывом стали с титаном в защитной атмосфере./ Автоматическая сварка №11, 2009. С.23-26

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА КВАРЦЕВЫХ СТЕКОЛ

Пух В. П., Байкова Л. Г., Киреенко М. Ф., Тихонова Л. В.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе,
Санкт-Петербург, Российская федерация
pukh@sglass.ioffe.ru

Обсуждаются особенности теплового расширения однокомпонентного кварцевого стекла и кварцевого стекла, легированного оксидом титана. Низкое значение коэффициента теплового расширения кварцевых стекол рассматривается на основе представлений о полиморфных превращениях в мета-стабильных стеклообразных структурах. Предполагается, что механизм этих превращений сходен с механизмом структурных переходов мартенситного типа в металлических сплавах.

Тепловое расширение твердых тел определяется главным образом смещением равновесных положений, относительно которых колеблются атомы. Этот процесс для полиморфных материалов может сопровождаться также перестройками структуры при изменении температуры.

Коэффициент теплового расширения кристаллического кварца почти в 30 раз превышает коэффициент теплового расширения кварцевого стекла [1]. При этом коэффициент кристаллического кварца близок к значениям коэффициента теплового расширения других твердых тел, а коэффициент кварцевого стекла на порядок ниже.

Исследование свойств кварцевого стекла, легированного оксидом титана, показало, что в зависимости от содержания оксида титана в кварцевом стекле можно наблюдать положительный, отрицательный и нулевой коэффициент теплового расширения [2,3].

Естественно предположить, что столь низкие значения коэффициента теплового расширения кварцевых стекол обусловлены специфическими структурными перестройками. Для того, чтобы значения коэффициента теплового расширения были аномально низкими, изменение удельного объема за счет структурной перестройки при изменении температуры должно быть всегда противоположно по знаку ангармонической ("вибрационной") составляющей.

Кристаллические формы оксида кремния имеют высокотемпературные и низкотемпературные модификации, которые отличаются величиной межтетраэдрического угла. Стеклообразный SiO_2 характеризуется распределением углов в большом диапазоне [4]. Можно предположить, что стекло состоит из кластеров, имеющих метастабильную структуру, сходную со структурой различных полиморфных модификаций кварца.

Изменение объема при структурной перестройке происходит за счет малых обратимых смещений атомов, связанных с изменением углов между тетраэдрами.

Такой обратимый бездиффузионный процесс перестройки структуры подобен процессу мартенситного превращения в металлических сплавах.

В металловедении под *мартенситом* понимается любая возникающая в результате структурного перехода низкотемпературная фаза, а под *аустенитом* - исходная высокотемпературная фаза с более симметричной решеткой.

Мартенситное превращение происходит путем характерной для данной структуры бездиффузионной перестройки решетки, при которой атомы не обмениваются местами, а лишь смещаются друг относительно друга на расстояния, не превышающие долей межатомных [5,6]. Мартенситное превращение характеризуется возникновением дискретных локальных центров новой фазы. При дальнейшем понижении

температуры размер этих фазовых включений не меняется, а возникают новые центры мартенситной фазы.

Прямое мартенситное превращение проходит при охлаждении аустенитной фазы. При последующем нагреве в мартенситно-аустенитной структуре проходит обратное превращение "мартенситных" включений в "аустенитные". При обратном мартенситном превращении атомы перемещаются по тем же путям, что и при прямом мартенситном превращении, но в обратных направлениях. Если закалке подвергается монокристалл, то в результате обратного превращения образуется монокристалл исходной фазы.

Рассмотрим влияние легирования на фазовые превращения в металлах. Основное значение имеет растворимость легирующего элемента в данном металле.

Если легирующий элемент изоморфен низкотомпературному α-состоянию легируемого металла, то он называется α-активным. При этом температура β↔α превращения повышается. Когда легирующий элемент изоморфен высокотемпературному β-состоянию (β-стабилизатор), тогда температура β↔α превращения снижается, что способствует прохождению мартенситного превращения.

Известно, что оксид титана изоморфен высокотемпературной модификации кристаллического оксида кремния. Поэтому добавки оксида титана в кварцевое стекло должны снижать температуру β↔α перехода, тем самым способствуя прохождению структурной перестройки по бездиффузионному мартенситному типу.

Добавка оксида титана должна снижать температуру β↔α перехода в область температур, где затруднены диффузионные процессы и структурные перестройки будут идти по мартенситному типу. Можно предположить, что в твердых телах в стеклообразном состоянии β↔α превращение будет происходить в достаточно широком температурном интервале.

В работе [2] представлена зависимость от температуры коэффициента теплового расширения легированных кварцевых стекол с различным содержанием оксида титана. Показано, что температурные зависимости коэффициента теплового расширения с увеличением содержания TiO_2 смещаются в область более низких значений коэффициентов теплового расширения. Когда содержание TiO_2 равняется 9 вес.%, коэффициент теплового расширения отрицателен в области температур до 350˚C.

Таким образом, аномалия теплового расширения кварцевого стекла и кварцевого стекла, легированного оксидом титана, может объясняться возможностью структурных превращений в кварцевом стекле, проходящих по мартенситному механизму. Снижение коэффициента теплового расширения при увеличении содержания TiO_2 в этом случае может быть обусловлено влиянием TiO_2 на температуру β↔α перехода.

Список литературы

[1] В.К. Леко, О.В.Мазурин. Свойства кварцевого стекла. Наука, Ленинград (1985).
[2] Г.А. Павлова, А.Н.Аматуни. Неорган.материалы. Т. 11, № 9 (1975), с. 1686-1689.
[3] P.C. Schultz. J. Amer. Ceram. Soc. Vol. 59, No. 5-6, (1976), p.214-219.
[4] R.L. Mozzi and B.E. Warren. J. Appl. Cryst. Vol. 2 (1969), p.161.
[5] Г.В. Курдюмов. ЖТФ Т.18, № 8 (1948), с.1000.
[6] Г.А. Малыгин. Успехи физических наук. Т. 171, № 2 (2001), с. 187.

УДК 539.376:666.24

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССОВ ПОЛЗУЧЕСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni_3Ge, ОРИЕНТИРОВАННЫХ ВДОЛЬ ОСИ [001]

Старенченко В. А., Соловьёва Ю. В., Старенченко С. В., Пантюхова О. Д.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
star@tsuab.ru

Один из видов деформации, часто реализуемой при эксплуатации материалов, является ползучесть сплавов, осуществляющаяся при определенных температурных и деформационных воздействиях. Исследование процессов ползучести материалов, содержащих интерметаллическую фазу со сверхструктурой $L1_2$, представляет особый интерес, обусловленный как широким практическим применением суперсплавов при различных условиях эксплуатации, так и присутствием в них аномальной температурной зависимости механических свойств. Среди сплавов со сверхструктурой $L1_2$, проявляющих аномальную температурную зависимость механических свойств, сплав Ni_3Ge обладает уникальными свойствами, существенно отличающимися от свойств других материалов этой группы. В связи с этим в настоящей работе поставлена задача экспериментального изучения ползучести на сплаве Ni_3Ge, обладающем сверхструктурой $L1_2$, при ориентации [001] и теоретическое описание наблюдаемых закономерностей ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge.

Для исследования был приготовлен сплав, состоящий из 75 % (ат.) Ni и 25 % (ат.) Ge, выплавленный в печи сопротивления под вакуумом $(1 – 2)\cdot10^{-6}$ мм. рт. ст. из никеля марки Н – 0 и германия высокой чистоты (99,999). Из полученного сплава по методу Чохральского в атмосфере очищенного аргона в печи СКБ – 8093 выращивались монокристаллы. Электроискровым методом из монокристаллического слитка вырезались имеющие форму параллелепипеда образцы размером 3,0×3,0×6,0 мм, ориентированные таким образом, чтобы сжатие осуществлялось вдоль оси [001]. Для этой ориентации характерно октаэдрическое скольжение. Ползучесть этого сплава изучалась при различных постоянных напряжениях и различных температурах. Кривые ползучести монокристаллов Ni_3Ge ориентации [001], получены при сжатии, при различных внешних нагрузках (рис. 1). В основном на кривых ползучести обнаруживается (рис. 1а, б) две стадии. Это стадия первичной ползучести с непрерывно уменьшающейся скоростью ползучести и вторая стадия с установившейся скоростью ползучести или стационарная ползучесть. Стадия ускорения ползучести, связанная с разрушением, не обнаруживалась. Однако стадийность кривых ползучести, полученных при высоких температурах ($T > 0{,}5T_{пл}$) и напряжениях ($\tau>0{,}9\tau_o$) отличается от стаийности, полученной при других условиях. Продолжительность стадии первичной ползучести уменьшается с увеличением температуры испытания. При высоких значениях приложенного напряжения и температуры (σ =1020 МПа, T = 923, 973К) стадия первичной ползучести исчезает. Впервые на монокристаллах сплава Ni_3Ge обнаружена аномальная температурная зависимость скорости ползучести на стадии первичной ползучести. На рис. 1*б* заметен «перехлест» кривых ползучести. Следует заметить, что подобный эффект наблюдался ранее на Ni_3Al при относительно низком приложенном напряжении, составляющем треть от величины предела текучести [1].

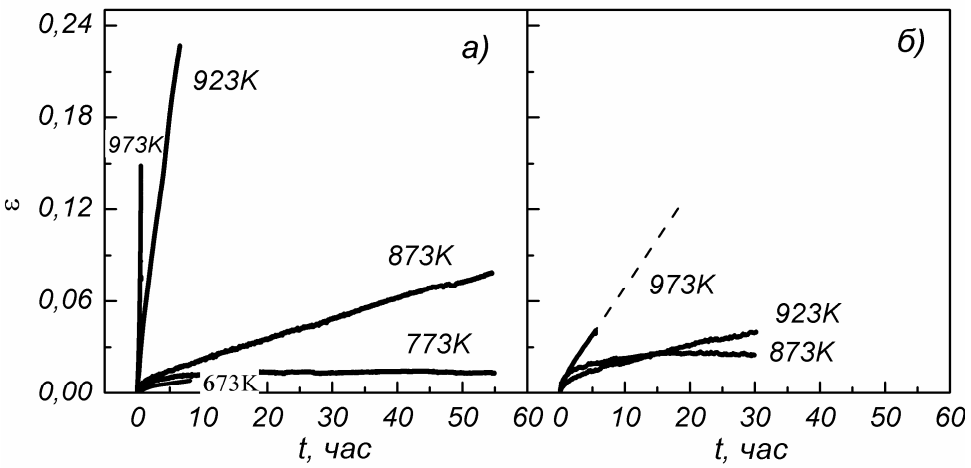


Рис.1. Кривые ползучести монокристаллов Ni_3Ge при различных температурах испытания; ориентация [001]; величина напряжения (*а*) σ_1=1040 МПа; (*б*) σ_2=370 МПа

На второй стадии – стадии стационарной ползучести также проявляется аномальное поведение по сравнению с чистыми металлами и неупорядоченными сплавами. При высоком значении скалывающего напряжения (0,9 значения предела текучести) и температуре 773 К наблюдалась аномально низкая ($2\ 10^{-9}\ c^{-1}$) скорость ползучести (рис 1а). В рассматриваемом случае деформация на II стадии «истощается», в основном её накопление происходит на стадии первичной ползучести.

Таблица 1. Скорости установившейся ползучести, c^{-1}

Напряжение σ, МПа	Ориентация оси деформации монокристалла [001]			
	Температура, К			
	773	873	923	973
370		$1{,}4\ 10^{-8}$	$2{,}7\ 10^{-7}$	$1{,}7\ 10^{-6}$
1040	$2\ 10^{-9}$ (8,3)	$3{,}8\ 10^{-7}$	$9{,}5\ 10^{-6}$	$3\ 10^{-5}$ изменяется $7{,}7\ 10^{-5}$

Аномальным оказывается и катастрофическое увеличение скорости стационарной ползучести при увеличении температуры от 773 К до 873, 923, 973 К (рис. 1а, табл. 1),. При температуре 923 К скорость ползучести сравнима со скоростями активной деформации (10^{-3}–10^{-4} $\%/c$). Наряду с обычными кривыми ползучести, характерными для разных режимов эксперимента, при T = 973 К и σ_1=1040 МПа наблюдается резкое нарастание скорости ползучести – инверсная ползучесть. Этот вид ползучести, наблюдаемый при температурах, превышающих температуру пика аномалии, ранее не фиксировался. В отличие от инверсной ползучести, упоминаемой в литературе, такая ползучесть является инверсной высокотемпературной ползучестью [2].

Значения скоростей ползучести, полученные при различных температурных испытаниях на разных образцах, были использованы для вычисления эффективной энергии активации ползучести. Полученные величины энергии активации ползучести Q при разных приложенных напряжениях приведены в табл. 2.

Эти значения близки к величине энергии активации диффузии атомов Ni [3] для сплава Ni_3Al, равной 320 кДж/моль. Поскольку пластическое поведение этих двух сплавов подобно, то упомянутый факт может являться свидетельством того, что

ползучесть интерметаллида Ni_3Ge также как и ползучесть чистых металлов связана с началом процессов активации самодиффузии в кристалле.

Таблица 2.

σ, МПа	Q, эВ	Q, кДж/моль	Q, кКал/моль
370	3,5	340	81
1040	3,4	330	78,6

В рамках модели ползучести монокристаллов сплавов со сверхструктурой $L1_2$ проведены расчеты кривых ползучести в случае растяжения при постоянной нагрузке, сжатия при постоянной нагрузке и в случае постоянного внешнего напряжения.
При построении модели ползучести была использована идея суперпозиции механизмов деформации, связанных со специфической структурой дислокации в сплавах со сверхструктурой $L1_2$, и механизмов деформации, характерных для чистых ГЦК металлов [4].
Суперпозиция механизмов явно проявляет себя в процессах ползучести. Именно здесь демонстрируется конкурентность этих механизмов. Возрастание температуры неоднозначно воздействует на процессы движения дислокаций. С одной стороны имеет место активация самоторможения дислокаций, вследствие действия аномальных механизмов, с другой – температура увеличивает подвижность незаблокированных свободных сверхдислокационных сегментов. Увеличение температуры в этих материалах, уменьшая долю свободных подвижных дислокационных сегментов, увеличивает их подвижность.

Конкуренция этих процессов приводит к нескольким эффектам. Во-первых, это низкая скорость ползучести в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ по сравнению с чистыми металлами. Здесь существенным оказываются два фактора. Первый из них связан с самоблокировкой сверхдислокаций и уменьшением, вследствие этого доли подвижных дислокаций. Второй, также играющий важную роль, связан с увеличением энергии термоактивируемого движения дислокаций в $L1_2$ сплавах по отношению к чистым металлам. Оба этих фактора снижают дислокационную ползучесть. Во-вторых, конкуренция этих процессов может приводить при определённых условиях к наблюдаемой экспериментально аномальной зависимости скорости ползучести. При этом является естественным достаточно узкий интервал температур и деформаций, где это явление наблюдается.

Установлено, что в процессе ползучести существенным является локализация деформации, которая может приводить к возникновению инверсной ползучести.

Список литературы

1. Hemker K.J., Nix W.D. // Metall. Trans. A. - 1993. – V. 24A. –P. 335.
2. Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А. // Известия вузов. Физика. - 2009. - №4. - С. 53–59.
3. G.F. Hancock, Phys. Stat. Solidus (a), 7, 535, (1971).
4. Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., // Известия вузов. Физика. - 2009. - №9/2. - С. 118–124.

ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ МНОГОСЛОЙНОЙ СТЕНКИ ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОГО БЛАНКЕТА ТЕРМОЯДЕРНОГО РЕАКТОРА

Бесов А.В.[1], Витковский И.В.[2], Долгов Н.А.[3], Конев А.Н.[2]

[1] *Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина*
[2] *Научно-исследовательский институт электрофизической аппаратуры им. Д.В. Ефремова, Санкт-Петербург, Россия*
[3] *Институт проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины, Киев, Украина,* donika@inbox.ru

Надежность функционирования «литий-ванадиевого» Li–(V–Cr–Ti) жидкометаллического бланкета термоядерного реактора (ТЯР) во многом зависит от способности многослойной металлокерамической стенки проточного тракта выдерживать механические и термоциклические нагрузки, возникающие как при изготовлении, так и при эксплуатации. Следовательно, одним из основных требований к качеству многослойной металлокерамической структуры стенок проточного тракта литиевого бланкета ТЯР является отсутствие трещин и расслоений в данной конструкции. Исследования многослойных структур электроизоляционного барьера “литий-ванадиевого” бланкета показали, что с точки зрения удовлетворительных электроизоляционных и адгезионных свойств вполне приемлемой является конструкция, получаемая ваккум-плазменным осаждением методом «КИБ» чередующихся слоев металла (Cr) и керамики (AlN) [1].

Было исследовано влияния конструкционных параметров слоев на напряженное состояние многослойной структуры, являющейся аналогом электроизоляционного барьера стенки бланкета ТЯР. Для анализа напряженного состояния такой структуры была рассмотрена упрощенная модель стенки бланкета в виде трехслойной структуры, которая подвергается растяжению (рис. 1). Модель состоит из конструкционного материала (1), который используется в качестве основы, толщиной h_1. На основу осаждены улучшающий адгезию слой металла (2) толщиной h_2 и слой керамики (изолятора) (3) толщиной h_3.

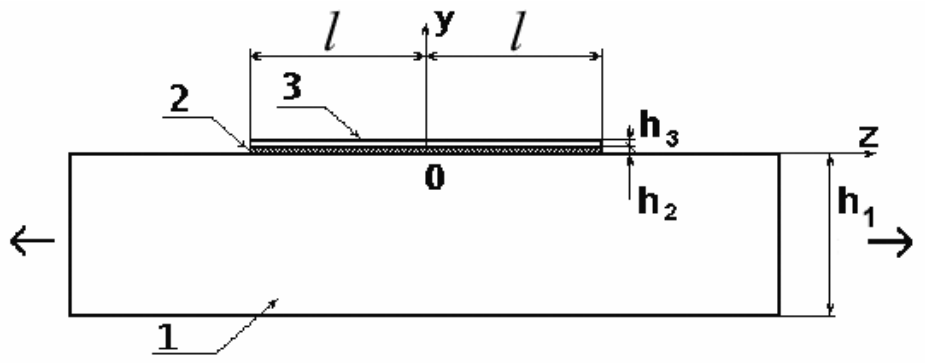


Рис. 1. Расчетная схема трехслойной структуры стенки бланкета

При растяжении конструкционного материала в плоскостях адгезионных контактов I (между основой и осажденным металлом) и II (осажденным металлом и слоем керамики) возникают касательные напряжения. Величину касательных напряжений для плоскостей I и II обозначим τ_1 и τ_2 соответственно.

Подобно модели сдвигового запаздывания (shear-lag model) положим, что касательные напряжения τ_1 и τ_2 пропорциональны разности перемещений Δu соседних слоев материалов, составляющих систему основа-металл-керамика:

$$\tau_n = S_n \cdot \Delta u_n ; \qquad n = 1,\ 2 ,$$

где S_n – некоторые постоянные для данной системы.

Разница между удлинениями соседних слоев системы основа-металл-керамика $\frac{\partial(\Delta u_1)}{\partial z}$ и $\frac{\partial(\Delta u_2)}{\partial z}$ для плоскостей I и II зависит как от внешней растягивающей нагрузки, так и от поперечных сил, эквивалентных воздействию соответствующих слоев:

$$\frac{\partial(\Delta u_n)}{\partial z} = C_{n1} Q_1 + C_{n2} Q_2 + \delta_{n1} \varepsilon_0 ; \quad n = 1,\ 2 ,$$

где C_{n1} и C_{n2} – податливости поперечного сечения, на которые действуют поперечные силы Q_1 и Q_2 соответственно в плоскостях I и II; δ_{n1} – символ Кронекера; ε_0 – удлинение конструкционного материала без осажденного покрытия под действием внешней растягивающей нагрузки.

После дифференцирования выражений (1) с учетом (2) была получена система дифференциальных уравнений для определения касательных напряжений в плоскостях I и II:

$$\frac{1}{S_n \cdot t} \frac{\partial^2 Q_n}{\partial z^2} = C_{n1} Q_1 + C_{n2} Q_2 + \delta_{n1} \varepsilon_0 ; \qquad n = 1,\ 2 .$$

Решение этой системы уравнений позволило определить распределение касательных напряжений в плоскостях I и II.

Постоянные S_n были найдены аналогично подходу, предложенному в [2] из предположения, что толщина поверхностного слоя конструкционного материала, подвергаемая сдвигу составляет $h_1 / 2$:

$$S_1 = 2\left(\frac{h_1}{G_1} + \frac{h_2}{G_2} \right)^{-1} ; \qquad S_2 = 2\left(\frac{h_2}{G_2} + \frac{h_3}{G_3} \right)^{-1} .$$

Нормальные напряжения в системе основа-металл-керамика определяют из выражений:

$$\sigma_m = \frac{N_m}{F_m} ; \qquad m = 1..3 ,$$

где σ_1 – нормальные напряжения в основе; σ_2 – нормальные напряжения в слое 2; σ_3 – нормальные напряжения в слое 3; N_1 – продольная сила в основе; N_2 – продольная сила в слое 2; N_3 – продольная сила в слое 3.

Продольные силы системы основа-металл-керамика равны:

$$N_1 = P_1 - Q_1 ; \quad N_2 = Q_1 - Q_2 ; \quad N_3 = Q_2 .$$

Характер распределения нормальных и касательных напряжений в системе основа-металл-керамика не зависит от внешних растягивающих нагрузок, приложенных к конструкционному материалу. Поэтому от абсолютных значений напряжений можно перейти к относительным:

$$\tau_{n\,rel} = \frac{\tau_n}{\sigma_{sub}} ; \quad n = 1,\ 2 ;$$

$$\sigma_{m\,rel} = \frac{\sigma_m}{\sigma_{sub}};\ m = 1..3,$$

где σ_{sub} – напряжение, приложенное к основе.

Оценку напряженного состояния в осажденных слоях металла и керамики проводили при $h_1 = 1$ мм – сплав V–4Cr–4Ti, $h_2 = 2{,}5\ldots5$ мкм – Cr, $h_3 = 10\ldots20$ мкм – AlN. При расчетах полагали, что модули упругости составляющих системы равны $E_1 = 173$ МПа, $E_2 = 287$ МПа, $E_3 = 308$ МПа. Так как наши исследования аналогичных конструкций показали, что отношение шага трещин в покрытии к толщине осажденных слоев метала и керамики находятся в диапазоне от 1,0 до 10, то для расчетов положили, что $2l = 250$ мкм. Характер распределения относительных напряжений по длине покрытия для $h_2 = 5$ мкм, $h_3 = 10$ мкм представлен на рис. 2.

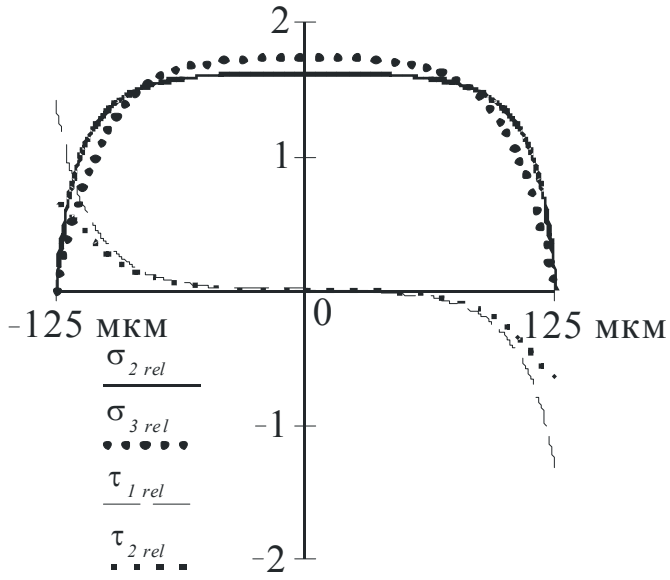


Рис. 2. Распределение нормальных и касательных напряжений по длине покрытия

Из графиков распределения напряжений видно, что максимальные касательные напряжения возникают в сечениях $z = \pm l$, а максимальные нормальные напряжения — в сечениях $z = 0$. Таким образом, отслоение слоев покрытия будет происходить при $z = l$, а растрескивание слоев возникает при $z = 0$.

Анализ результатов расчетов показывает, что при уменьшении соотношения толщин h_2/h_3 величина касательных напряжений τ_1 снижается, а величины напряжений $\tau_2, \sigma_2, \sigma_3$ увеличиваются. Таким образом, изменение толщин слоев покрытия влияет на величину касательных напряжений, которые вызывают отслоение покрытия при воздействии на конструкционный материал. Оптимальное соотношение толщин слоев позволяет снизить напряженное состояние в системе основа-металл-керамика и повысить ее надежность. Кроме того, при проектировании конструкций с двухслойными покрытиями необходимо учитывать, что нормальные напряжения в керамическом слое могут вызывать его растрескивание.

Список литературы

1. Витковский И.В., Конев А.Н., Шоркин В.С. Теоретическое определение адгезионных свойств материалов для жидкометаллического бланкета термоядерного реактора// ЖТФ.- 2009, -Т.79, Вып.2.- С.11-16.
2. Долгов Н.А., Ляшенко Б.А., Рущицкий Я.Я. и др. Влияние различия характеристик упругости основы и покрытия на напряженно-деформированное состояние композиции. Сообщение 2. Распределение напряжений растяжения в покрытии// Проблемы прочности.- 1996.- №5.- С.63-67.

УДК 532.58, 539.42, 53.06

МЕХАНИЗМ ПРОЯВЛЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ВНЕДРЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУЙ В ХРУПКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Румянцев Б. В.

ФТИ им. А. Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, РФ
brum@mail.ioffe.ru

Высокоскоростное внедрение металлических струй, связанное с практикой применения кумулятивных зарядов, в основном исследовано для металлов. Так, на рис.1 приведены результаты определения траектории внедрения в медь и сталь медной струи длиной 60 мм (на момент начала внедрения) с градиентом скоростей от 6.5 км/с в голове и 1.5 км/с в конце. Эксперимент хорошо описывается гидродинамическим приближением (ГД-приближение), основанным на интегрировании уравнений внедрения:

$$dL = dl/(V_j/U - 1)$$

$$dt = dL/U$$

где dL – прирост глубины от внедрения элемента кумулятивной струи (КС) длиной dl за время внедрения dt. Для определения скорости внедрения U элемента КС, летящего со скоростью Vj с учетом прочностного сопротивления деформированию материалов струи и преграды применялось уравнение Бернулли

$$R_t + \rho_t U^2/2 = R_j + \rho_j (V_j - U)^2/2 \qquad (1)$$

где ρ_j, R_j и ρ_t, R_t – плотность и динамическое сопротивление материалов струи (индекс «j») и преграды (индекс «t»), соответственно. Значения ρ_j, R_j для медной струи принимались равными 8900 kg/m^3 и 0.45 ГПа. Прочностное сопротивление материала преграды находилось из описания экспериментальных результатов на начальном участке внедрения. Параметры исследованных материалов приведены в таблице.

Таблица

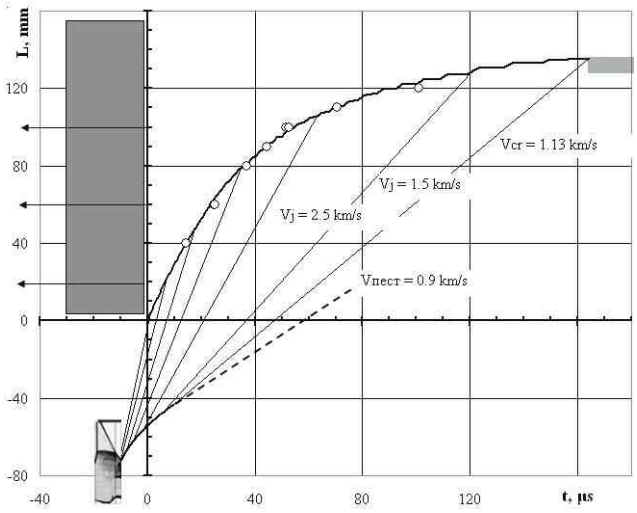
Наименование, размер пластин материала, мм	Плотность, kg/m^3 *10^{-3}	Твердость НВ (микротвердость, алмазная пирамида HV), ГПа	Динамическое сопротивление, R_t, ГПа
Медь М1 Д = 60	8.9	0.24	0.5
Сталь СТ40 Д=60	7.8	2.4	3
Карбид кремния 80x80x20	3.0	(17)	5
Силикатное стекло 80x80x10	2.5	(5.5)	6

Из рис. 1 видно, что:

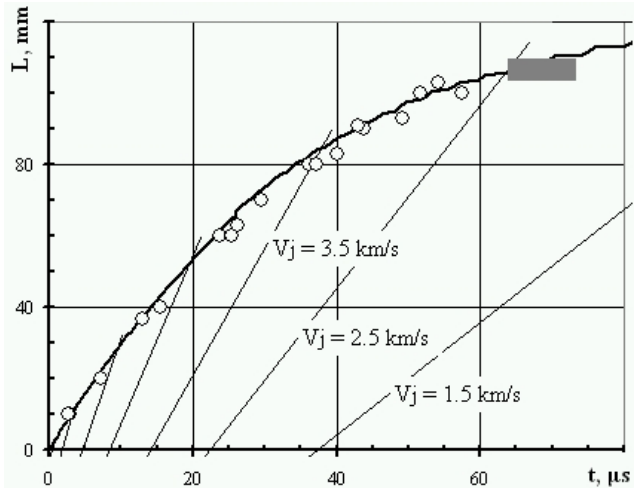
- внедрение в металлы имеет последовательный характер, расчет согласуется с экспериментом почти до самого окончания внедрения;

- для стали, обладающей прочностью, большей чем медь, внедрение заканчивается при скоростях (2,5 км/с), превышающих критическую скорость торможения (0.8 км/с) при U =0 (1);

- значительная часть «хвостовых» элементов, обладающих пробивной способностью, не участвует в увеличении глубины пробития;



а



б

Рис. 1. Внедрение медной струи: *а* –в медь; *б* – в сталь. Экспериментальные времена внедрения кумулятивной струи (о) и расчетные траектории: сплошные кривые – траектории формирования и внедрения КС; тонкие прямые – сетка траекторий полета элементов КС с шаговым обозначением значения скорости; серая область – конечная глубина пробития; штриховая линия – траектория движения песта; стрелки показывают размещение контактных датчиков в прегра де.

Т.о. прочность металла оказывает влияние на пробитие:

- через гидродинамическую составляющую сопротивления проникани ю в модифицированном уравнении Бернулли (1);

- через критическую скорость проникания, обеспечивающей вытеснение материала преграды и свободное истечение отработанного материала струи.

При исследовании кинетики внедрения КС в хрупкие материалы (ХМ) (рис. 2) было обнаружено [1], что экспериментальные значения времен, начиная с некоторого момента, отклоняются от ГД-приближения в сторону больших времен внедрения. Формально это отражало бы увеличение сопротивления проникани ю. Более того, на уровне ~ 40…60 мм наблюдается временное прекращение внедрения и дальнейшее его возобновление. Окончание внедрения КС в ХМ определялось экстраполяцией остаточных глубин пробития в стальных пластинах на ноль. Конечная глубина внедрения составляет 95 ± 5 мм для стекла, 72 ± 10 мм для карбида кремния (серая область на рис. 2), что меньше глубины проникания в стальную преграду (104 мм) и подтверждает эффективность ХМ при поглощении КС.

Указанные особенности могут быть объяснены с позиций радиального воздействия каверны в хрупком материале на КС. Возможность радиального воздействия

обусловлена схлопыванием стенок каверны и относительно малым соотношением диаметров струи и каверны в ХМ.

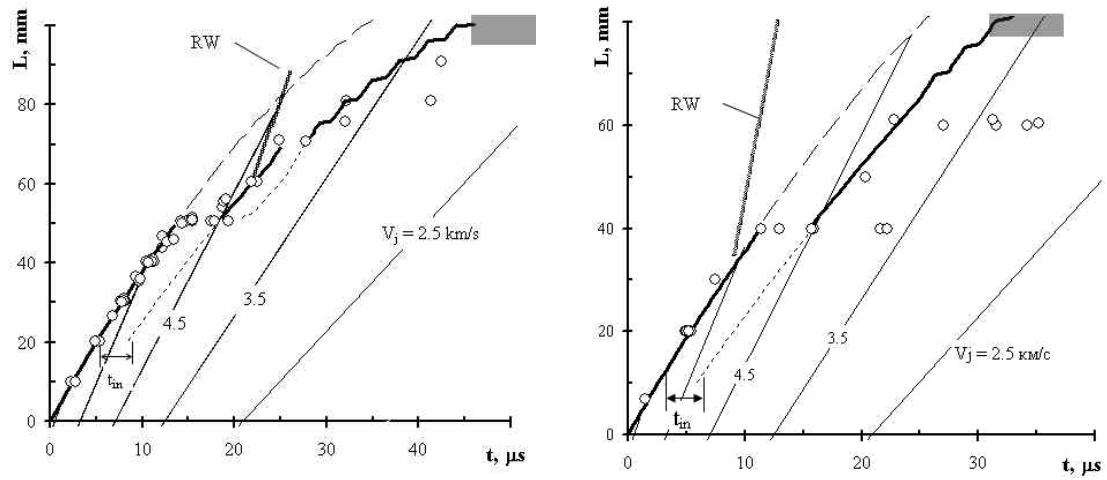


Рис. 2. Экспериментальные значения времен внедрения кумулятивной струи в хрупкие материалы (о) (слева – в стекло, справа – в карбид кремния) и расчетные траектории внедрения: крупный штрих – гидродинамическое приближение, сплошная кривая – первичное внедрение; мелкий штрих – вторичное внедрение; RW – траектория движения боковой волны разгрузки по оси внедрения; остальные обозначения как на рис. 1.

При движении ХМ из зоны внедрения в объем каверны, вследствие высокой скорости разрушения, быстро формируется откольный слой, двигающийся к оси. Схлопывание каверны происходит за время tin (см. рис. 2) и отсекает головную часть струи, которая обеспечивает начальное первичное внедрение (сплошная кривая 2 на рис. 2). Момент излома траектории свидетельствует об окончании внедрения головной части КС. При продолжающемся поступлении элементов КС появляется возможность вторичного внедрения на схлопнувшемся материале каверны. Вторичное проникание начинается на глубине опережения фронта разрушения от свободной лицевой поверхности и продолжается по всей глубине, на которой было инициировано схлопывание каверны при первичном внедрении головной части КС, т.е. до временной «остановки» внедрения. Расчет вторичного внедрения в ГД-приближении по схлопнувшемся материалу при условии отсутствия прочности показан пунктирной кривой 3 на рис. 2. При выходе вторичного проникания в не пробитый материал восстанавливается первичное внедрение, и процесс может повторяться до окончания поступления элементов КС.

Это идеальная схема, в действительности, при ограниченных размерах пластин ХМ проявляется влияние боковых волн разгрузки.

Таким образом, с позиций радиального взаимодействия кумулятивной струи и каверны рассмотрена кинетика внедрения КС в хрупкий материал, вид которой обусловлен скачкообразным проникание с периодическим повторением первичного и вторичного внедрения на схлопнувшемся материале стенок каверны. Периодическое внедрение отражает опосредованное влияние прочности хрупкого материала через схлопывание стенок каверны и прекращается при воздействии волны разгрузки.

Список литературы

1. Б.В. Румянцев. Кинетика внедрения кумулятивной струи в хрупкие материалы // ЖТФ. 2009. Т. 79. В. 6. С. 28-32.

АНАЛИЗ ДЕФЕКТНОСТИ СТРУКТУРЫ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Низина Т. А., Ланкина Ю. А., Селяев В. П.

Мордовский государственный университет, г. Саранск, Россия
nizinata@yandex.ru

Многие физико-механические показатели, определяющие свойства полимерных материалов, зависят от степени неоднородности и дефектности структуры композита. Как правило, свойства микроструктуры определяются процессами, протекающими на границе раздела фаз, степенью наполнения, дисперсностью наполнителя и физико-химической активностью поверхности наполнителя.

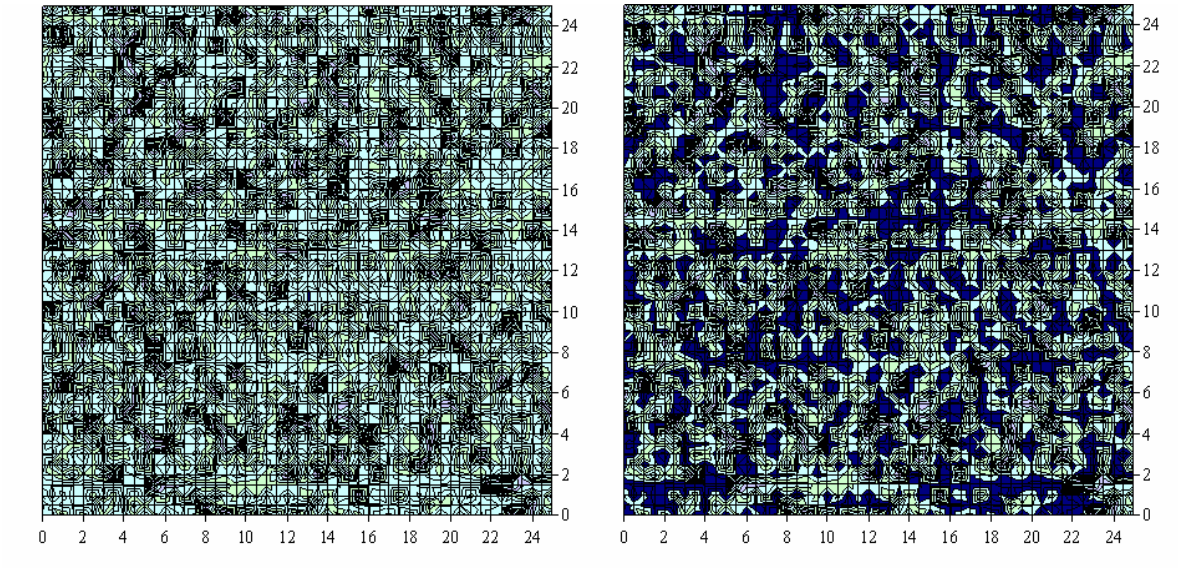
В соответствии с представлением о том, что наполненный полимер является системой тонких адсорбированных пленок полимерного связующего, фиксированных между частицами наполнителя и удерживаемых силами адгезии, прочность полимерной композиции должна повышаться с увеличением суммарной поверхности этих частиц, т. е. с возрастанием их числа и уменьшением размеров. Однако по мере увеличения дисперсности и количества наполнителя все труднее становится осуществить равномерное распределение сравнительно небольшого объема полимера по поверхности наполнителя. Поэтому на практике прочность растет только до достижения определенной оптимальной степени наполнения, после чего снижается [1].

Прочностные характеристики материала, как правило, определяются набором «слабых» и «прочных» зон в структуре материала, их расположением в объеме и на поверхности. Неоднородность распределения напряжений в сечении, являющаяся следствием структурной неоднородности, приводит к ступенчатому характеру разрушения материалов. Приложение внешней нагрузки, не превышающей критическую, приводит к разрушению части наиболее «слабых» и имеющих наибольший размер структурных элементов. Доля нагрузки, воспринимаемая разрушившейся частью, перераспределится между оставшимися более «прочными» зонами. Последующее возрастание внешней нагрузки, приводящее к локальным разрушениям с перераспределением нагрузки на сохранившиеся более «прочные» участки со стабилизацией состояния без разрушения образца, возможно лишь до определенной стадии нагружения. При некоторой нагрузке, являющейся критической, стабилизация состояния становится невозможной, и процесс перерастает в лавинообразное, с последовательным выходом из строя всех структурных элементов, разрушение. Этот критический уровень нагрузки и соответствует прочности композита, обладающего структурной неоднородностью.

Анализ представленных на рис. 1 графиков распределения микротвердости по высоте поперечного сечения показывает наличие дефектных зон, а также областей с повышенными упруго-прочностными характеристиками. Формирование подобных структур наблюдается как для ненаполненных, так и наполненных композитов при различной дисперсности и степени наполнения. Имея данные распределения свойств композита по высоте поперечного сечения, можно наглядно проследить скорость и характер разрушения наиболее «слабых» зон в материале. Для определения критического уровня внешней нагрузки, задаваемого величиной микротвердости, использовался подход, аналогичный методу островов среза, используемого для описания фрактальных поверхностей разрушения [2].

Для определения величины «критической» микротвердости использовалось отношение $\rho = P/\sqrt{A}$ (рис. 2, *а*). В критической точке наблюдается перелом кривых изменения периметра от квадратного корня площади срезов, построенных в двойных логарифмических координатах (рис. 2, *б*). Зная граничную величину микротвердо-

сти, характеризующую начало процесса разрушения, целесообразно изучить соотношение периметров и площадей при изменении уровня микротвердости отдельно для дефектных зон и областей с повышенными характеристиками.

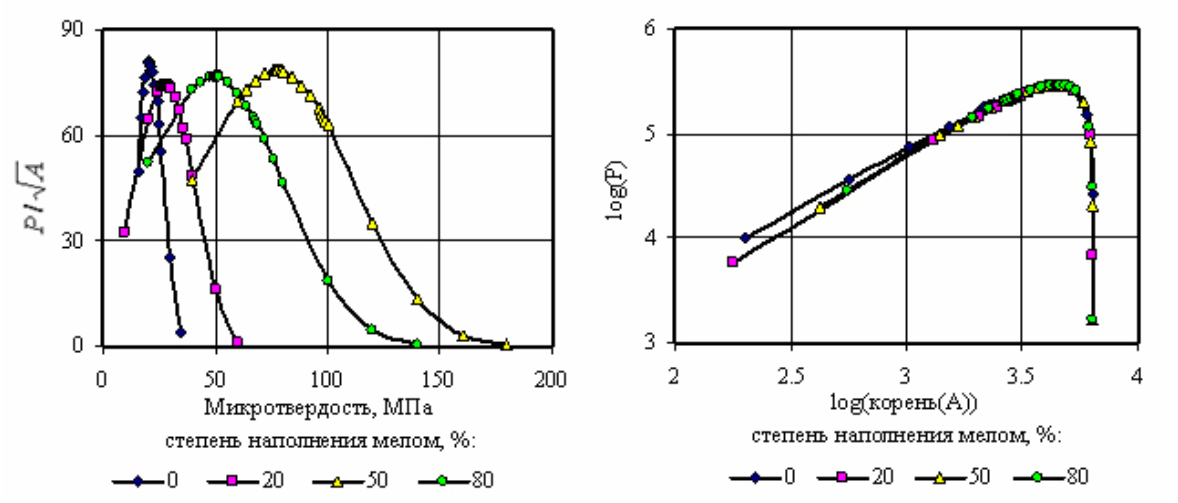


а) *б*)

Рис. 1. Распределение микротвердости по высоте сечения наполненного эпоксидного композита (темным цветом обозначены зоны с микротвердостью менее: 30 МПа (*а*), 70 МПа (*б*)

При определении фрактальной размерности, учитывая, что зависимость периметра P от площади A, построенная в двойных логарифмических координатах, хорошо описывается линейным уравнением, удобнее воспользоваться выражением

$$P(\delta) \approx A(\delta)^{D'/2}. \qquad (1)$$

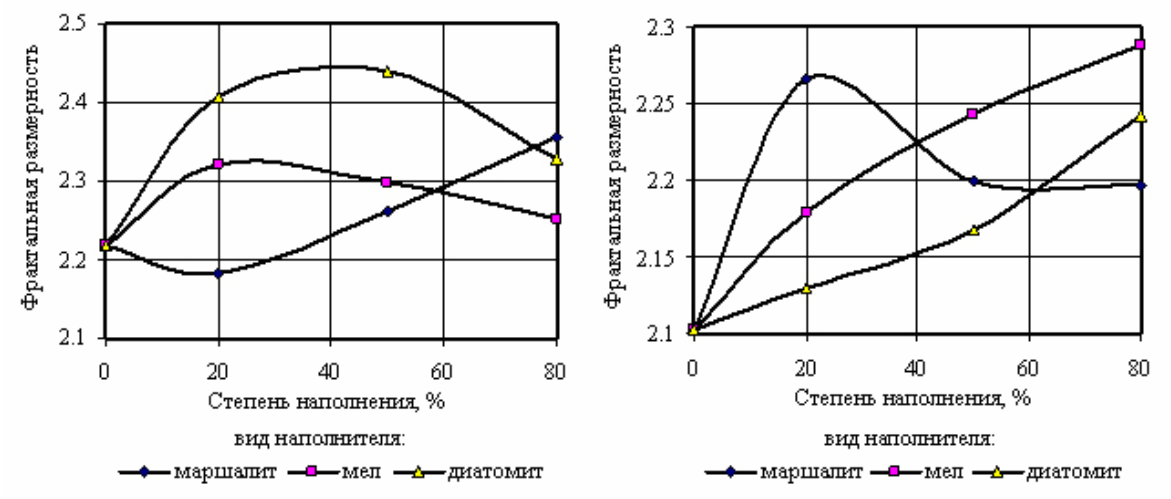


а) *б*)

Рис. 2. Изменение параметра $P/\sqrt{A}$ от величины микротвердости (*а*) и соотношения между периметром и площадью дефектных зон в двойных логарифмических координатах (*б*) для эпоксидных композитов, наполненных мелом

Из анализа рис. 3 видно, что фрактальная размерность зависит как от степени наполнения, так и от вида наполнителя. Согласно зависимости (1) фрактальная размерность при одинаковой площади островов среза повышается с увеличением периметра. Очевидно, что при степенях наполнения, не превышающих определенное

граничное значение, с уменьшением размера частиц наполнителя периметр и, как следствие, фрактальная размерность должны повышаться. Учитывая, что дисперсность частиц наполнителя уменьшается в ряду: диатомит, мел, маршалит, наибольшие значения фрактальной размерности должны наблюдаться для композитов, наполненных диатомитом, что подтверждается результатами, представленными на рис. 3, *а*.



а) *б*)

Рис. 3. Изменение фрактальной размерности эпоксидных композитов от степени наполнения (*а* – дефектные зоны; *б* – зоны с повышенными упруго-прочностными характеристиками)

Для зон с повышенными упруго-прочностными характеристиками характер изменения фрактальной размерности от степени наполнения носит иной характер (рис. 3, *б*). Учитывая, что с увеличением степени наполнения вероятность попадания индентора в частицу наполнителя (а не в полимерную матрицу или межфазный слой) значительно повышается, наблюдается монотонное повышение фрактальной размерности для составов, наполненных мелкодисперсным наполнителем – мелом и диатомитом. Значительное повышение величин фрактальной размерности для композитов со степенью наполнения маршалитом 20 %, на наш взгляд, объясняется крайне неоднородным распределением частиц наполнителя по объему материала, что приводит к увеличению периметра «островов» для зон с повышенными упруго-прочностными характеристиками. Предложенный подход позволяет оценить влияние структурных параметров на характер распределения свойств композита по высоте поперечного сечения, размеры и частоту появления дефектных зон при задаваемых уровнях внешней нагрузки, а также величину «критического» нагружения, характеризующую предельное состояние композита.

Список литературы

1. Щур А. М. Высокомолекулярные соединения / А. М. Щур. – М.: Высш. шк., 1966. – 504с.
2. Федер Е. Фракталы : пер. с англ. / Е. Федер. – М. : Мир, 1991. – 254 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА УТМ С КОМПОНЕНТАМИ CVD АЛМАЗОВ

Шульженко А. А.*, Ашкинази Е. Е., Соколов А. Н.*, Гаргин В. Г.,***
Ральченко В. Г., Конов В. И.****

**Институт Сверхтвердых материалов им. В.Н.Бакуля НАН Украины, Киев*
***Учреждение Российской Академии наук Институт общей физики им. А.М.Прохорова РАН, Москва, РФ.*
ashkinazi@nsc.gpi.ru

Введение. Композиционные сверхтвердые материалы на основе алмаза (PCD), полученные HPHT-методом, – перспективный класс инструментальных материалов, для объектов современной техники разведки и бурения прочных пород вплоть до средней категории твердости [1].

Однако реально достижимый уровень свойств, как правило, значительно ниже теоретически предсказываемого, что объясняется особенностями метода PCD синтеза, не позволяющего полностью реализовать свойства исходных компонентов по плотности и однородности, препятствующих формированию участков с требуемой градацией твердости в объеме спека.

Целью настоящей работы является исследование структуры и свойств разработанного коллективами ИСМ им. В.Н.Бакуля НАН и ИОФ им. А.М.Прохорова РАН нового гибридного ультратвердого поликристаллического композиционного материала (УТМ) на основе комбинации техники высоких давлений и CVD-метода (CVD - chemical vapor deposition) путем армирования PCD композита, поликристаллическим CVD-алмазом.

Актуальность. Метод газофазного синтеза алмаза позволяет выращивать, поликристаллические пленки и пластины беспрецедентных размеров, толщиной более 2 мм и диаметром более 150 мм, приближающимся по своим свойствам к наиболее совершенным монокристаллам алмаза [2], а также алмазных покрытий на режущих инструментах. Однако существует ряд технологических препятствий ограничивающих применение CVD-алмаза в режущих инструментах, главными из которых является чрезвычайно низкий коэффициент теплового расширения и анизотропия свойств, обусловленная колончатым строением кристаллитов. Эти факторы при изготовлении традиционными способами инструмента на основе CVD- алмаза часто приводят к возникновению опасных термонапряжений в материале и его разрушению.

Отмеченные препятствия в значительной степени были преодолены при разработке нового способа спекания [3] гибридного ультратвердого поликристаллического композиционного материала, армированного CVD-алмазом, периметр которого частично или полностью в условиях высокого давления и температуры покрыт оболочкой из PCD алмазного композиционного термостойкого материала (АКТМ), со связями между зернами композита и элементом CVD армирования типа алмаз–алмаз, и диспергированием в пространстве между ними активирующей добавки

В настоящей работе обсуждаются результаты исследования структуры и физико-механических свойств CVD-армированного УТМ и его эксплуатационные характеристики в качестве вооружения породоразрушающего инструмента.

Материалы и методики экспериментов. В качестве исходных материалов использовали алмазный микропорошок АСМ 40/28 и пластины CVD-алмаза. полученные в ИОФ РАН по технологии разработанной Центром естественно-научных

исследований (ЦЕНИ ИОФ РАН) [4] методом осаждения в СВЧ плазме в смесях метан-водород на установке УПСА_100. Спекание нового УТМ проводили в многопозиционной матрице диаметром 18 мм и высотой 5 мм с цилиндрическими гнездами диаметром 4,5 мм, спрессованной из чешуйчатого графита с линейным размером частичек 0,5–1,0 мм и толщиной порядка 1 мкм. Для формирования пропитывающего слоя изготавливали однородную смесь из порошка кремния с размером частиц менее 100 мкм, чешуйчатого графита и алмазного нанопорошка с размером частиц менее 0,01 мкм. Материал спекали в аппарате высокого давления типа «тороид» с диаметром центрального углубления 30 мм. Спекание осуществлялось в два этапа при давлении 8 ГПа и температуре 1170 К в течение 50 с на первом этапе и температуре 1570 К при заданном давлении в течение 90 с на втором.

В качестве метода неразрушающего исследования внутренней трехмерной структуры CVD армированных АКТМ впервые была применена рентгеновская микротомография (РМТ) [5]. Сканирование производилось на микротомографе SKYSCAN 1074 при следующих условиях: напряжение на аноде U = 40 кВ (вольфрамовый анод), ток на аноде - 1 мА, шаг по углу - 0,9 ^{o}, время экспозиции 0,24 с, пространственное разрешение по объекту около 20 мкм. На рис. 1 представлена трёхмерная модель CVD армированного АКТМ.

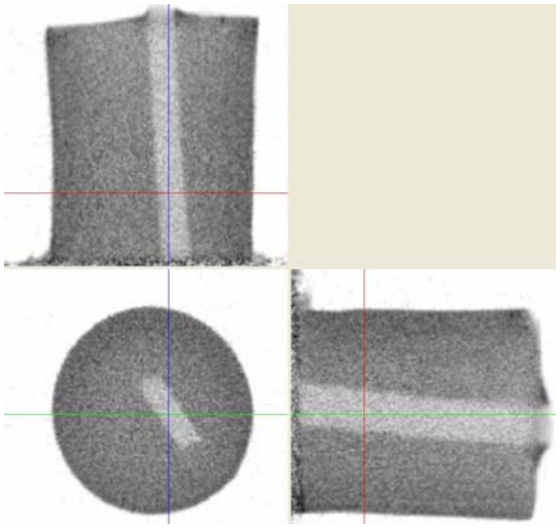


Рис.1. Трёхмерное изображение образца УТМ (после испытания на износостойкость), полученное методом рентгеновской микротомографии: диаметральное, сагиттальное и меридиональное сечение. Область светлого контраста – пластина CVD алмаза.

Исследование упругих свойств композитов и CVD алмаза проводилось методом акустической микроскопии по времени задержки ультразвуковых эхоимпульсов, отраженных от передней поверхности и дна образца при известной его толщине [6]

Твердость УТМ определяли с помощью микротвердомера ПМТ с использованием в качестве индентора алмазной пирамиды Виккерса.. Замеры твердости производили при нагрузке на индентор 4,9 и 9,8 Н. Величину диагоналей отпечатка замеряли с помощью оптического микроскопа « Неофот» при увеличении 800× [7].

Напряженное состояние исходных CVD пластин и алмазных порошков и их спеков изучали с помощью Рамановской спектроскопии.

Износостойкость породоразрушающего элемента, оснащенного гибридным поликристаллическим УТМ исследовали по потере массы при точении коростышевского гранита XI категории по буримости, обладающего стабильными свойствами, высокой твердостью и абразивностью [7].

Результаты экспериментальных исследований. Измеренные величины скорости звука показали, что скорость объемной продольной акустической волны в CVD алмазе составляет ~18,0±0,5 км/с и весьма близка к величине скорости, извест-

ной для монокристаллов алмаза 17,98 ± 0,1 км/с, а в АКТМ скорость звука заметно ниже и равна 16,0± 0,5 км/с. Твердость по Виккерсу исходной поликристаллической пластины CVD-алмаза составила 77 ГПа, заключенной в PCD-оболочку, но после воздействия высоких давлений и температур (p = 8 ГПа, T = 1570 К) – 142 и 139 ГПа соответственно, т. е. твердость возросла в 1,8 раза. Твердость же PCD-оболочки ~50 ГПа. Среднеквадратическая ошибка из 3–5 замеров составляла не более 2,5 %. Причины скачка твердости не совсем ясны, и подлежат дальнейшему изучению. Отметим лишь, что Рамановские спектры на подложечной стороне CVD-алмаза выявили заметное сужение алмазного пика на 1332,5 $см^{-1}$ после баротермической обработки, что указывает на снижение дефектности в мелкозернистом слое пластины. Сравнительная износостойкость эталонных АКТМ, оказалась в 14 раз ниже, чем у оснащенных УТМ при этом скорость изнашивания последних уменьшилась соответственно в 14,4 раза.

Выводы:

1. Впервые установлено возрастание на 80% твердости поликристаллического CVD алмаза, подвергнутого баротермической обработке при p = 8 ГПа и T = 1570 К.
2. Износостойкость породоразрушающих элементов, оснащенных гибридным поликристаллическим УТМ, при точении коростышевского гранита XI категории буримости в 14 раз выше, чем у элементов, оснащенных неармированным АКТМ.

Список литературы

1. Шульженко А. А., Соколов А. Н. Синтез специальных сверхтвердых материалов // Труды международной академии «Контенант». Российское отделение. Т. 2. Формообразование оптических поверхностей. – М: Контенант, 2005. – С. 41–84.
2. 2.Ральченко В. Г. Конов В. И. Леонтьев И. А. Свойства и применения поликристаллических алмазных пластин // 7-я Международная научно-техническая конференция «Высокие технологии в промышленности России», Москва, 29–30 июня 2001: Сб. трудов. – М.: МГУ. – 2001. – С. 246–253.
3. Положительное решение по заявке на изобретение № u 2008 14576 (Украина) от 17.04.2009 Сверхтвердый материал/ А. А. Шульженко, и др.– Подана 18.12.2008.
4. Ральченко В. Г., Ашкинази Е. Е. Условия синтеза, абразивная и лазерная обработка поликристаллического CVD-алмаза // Інструментальний світ. – 2005. - № 3. – С. 14–18.
5. N. G. Borisenko, A. A. Akunets, I. A. Artyukov, K. E. Gorodnichev, and Yu. A. Merkuliev, "X- Ray Tomography of Growing Silica Gel with a Density Gradient," Fusion Science and Technology 55 (4), 477-483 (2009).
6. 6. Levin V.M., Petronyuk Yu.S., Ponevazh I.V., Interaction of short pulses of focused ultrasound with interfaces and planeparallel objects, in Acoustical Imaging, Vol.27, Edited by W. Arnold and S. Hirsekorn, Kluwer Academic/Plenum Publishers, Dordrecht & New York, 2004, pp.69-76].
7. Шульженко А. А., Ашкинази Е. Е., Соколов А. Н. и др. Новый ультратвердый поликристаллический композиционный материал // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: сб. науч. тр. – Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2009 – Вып. 12. – С. 143–153.

GIANT ELASTICITY IN THE Ni–Mn–Ga SINGLE CRYSTALLINE SHAPE-MEMORY MARTENSITES

Glavatskyy I. N.[2], Romanenko A.[1], Musienko D. A.[1], N. Glavatska N. I.[1]

[1]*Institute for Metal Physics, Kiev, Ukraine, glavat@imp.kiev.ua*
[2]*Helmhotz Centre Berlin for Materials and Energy, Berlin, Germany*

Abstract. The phenomenon of the giant elastic completely reversible linear strain is found at constant temperatures in Ni–Mn–Ga martensites with the different crystal lattice types. Single crystals possess rubber-like behavior in the martensite phase with completely elastic strain reaching over 10% at compressive stress at room temperature. The observed phenomenon is different from the conventional (two-phase) superelasticity, since it is found completely in the martensite phase and no intermartensitic reaction is observed during the load-unload cycling.

Introduction. Ni–Mn–Ga alloys are well-known shape memory systems possessing thermoelastic martensitic transformation. Moreover, Ni–Mn–Ga possesses ferromagnetic ordering in martensite phase, thus being unique magnetic shape memory alloy (MSMA) system. It was shown [1, 2] that this alloy system possesses a high pseudoelastic, also called superelastic effect. However, all previously studied stress-strain loops showing pseudoelastic behavior in these alloys, as well as in most SMA systems such as Ti-Pd-Ni [3], Ni–Ti [4,], Fe–Pt [5], Cu–Al–X where X is Mn, Zn, Ni [for example 6,] *etc*. are due to the stress induced martensite transformation (i.e. two-phase superelasticity), and thus, could be obtained only at temperatures above martensite transformation (MS). This relevantly limits possible technical applications, since most of the systems possessing a pseudoelastic behaviour have MS above room temperature. The conventional two-phase superelasticity in crystalline SMA possesses several major drawbacks, i.e.: highly nonlinear hysteretic behaviour, strongly dependent on the stress or deformation rates [7], not stable with stress cycling, and with strong temperature dependence of the superelastic loop and critical stress values [2, 6]. While the Ti–Ni [6] seems attractive having 100% recovery and a quasilinear behaviour, though it possesses small elastic strain values (4%) at very high stress values above 1GPa. On the other hand, in the 20% compressive strain in the martensite phase of single crystalline Ni–Mn–Ga alloy was obtained [9]. However, the crystal faulted, thus strain in the case is not recoverable. Authors [9] obtained 8% shape-memory effect by heating above 400^0C. We have recently observed and propose another type of superelasticity - completely in the martensite phase of the Ni-Mn-Ga alloys quasilinear strain with 100% recovery and stable to cycling.

Results and discussion. Three Ni-Mn-Ga alloys of non-stoichiometric compositions having different martensite lattice types (Table 1) were investigated.

Table 1. Compositions, phase transformation temperatures and lattice parameters in *fct* martensite approximation according to the parent austenite phase.

N	Composition	T_c, K	M_s, K	A_s, K	a, nm	c, nm	lattice modulation	distortion
1	$Ni_{1.95}M_{1.20}Ga_{0.85}$	375	307	315	0.593	0.559	10M, <110>	6%
2	$Ni_{2.13}Mn_{0.78}Ga_{1.09}$	365	465	468	0.540	0.665	none	23%
3	$Ni_{2.05}M_{1.10}Ga_{0.85}$	371	350	355	0.557	0.657	14M, <110>	17.9%

* lattice parameters are given for T=293K.

Crystals were homogenized (at 1273 K for 72 hours) and ordered (1070 K ,48 hours). The crystal structure of the martensite phases was determined using X-ray powder diffraction [10]. For simplicity reasons we use fct martensite lattice approximation and indexing system of parent austenite phase. Single crystals were cut parallel to {100} directions and electropolished. Compressive stress-strain studies were performed by using Tinius-Olsen H1K-T mechanical testing machine. Loading rate in the experiments was 0.1-5 mm/min.

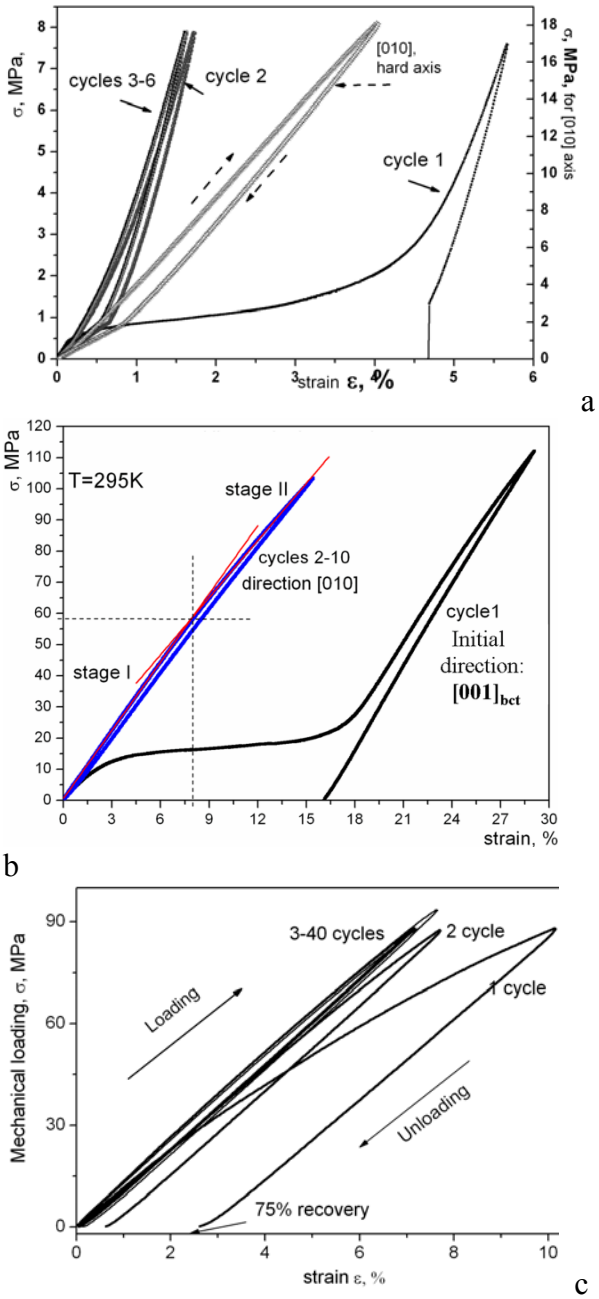


Fig.1. Stress-strain cycling loops in martensite of single crystals for the alloy1 (a), alloy 2 (b) and alloy 3(c). Strain rate: 1 mm/min (R = 1.15*10-4 s-1), at T=295K.

All studied alloys possess a thermoelastic martensitic transformation, exhibiting self-accommodation twinned martensite morphology. Alloys 1 has 10M superstructural martensite lattice packing modulation along <110>*fct* direction [11]. The martensite phase of all alloys has a strong magnetic anisotropy in the ferromagnetic state below TC, i.e. for alloy 1: [001] *fct* - axis of easy magnetization, and [010] *fct* - hard magnetization axis ; for alloy 2: (001) *fct* - easy magnetization plane, with [001] *fct* being axis of hard magnetization.

Results of experiments conducted in this study are given in Fig.1 in stress-strain coordinates, as this system shows directly the true linear elastic deformation dependence on the applied force, as it might be important for possible technical application. Alloy 1 has a thermoelastic martensite with self-accommodation twinning system [10] with very low critical slip stress (CSS). Thus, as shown on Fig.1a, the stress-strain behavior in the martensite of the alloy 1 in the [100]*fct* has a 'plastic' character on the 1st cycle, the specimen was originally oriented with the [100] *fct* axis along the stress direction. However, a stress as low as 0.8MPa leads to detwinning of the martensite and a reorientation of the [001]*fct* axis in the stress direction. Further cycling, newly along the [001]*fct* axis (being the axis of easy magnetization of the martensite) results in elastic deformation, which stabilizes after the 3rd cycle, though some residual twin remains, leading to a non-linear stress-strain dependence. On the other hand, stress-strain cycling in the [010]*fct* direction, being also the hard axis ofmagnetization, has a pure linear character during the loading stage, the strain is 100% reversible at room temperature and the cycling is stable, reaching 4% elastic strain. The martensite [010]*fct*

axis is conserved non-twinned [10], which is also the axis of hard magnetization of the martensite.

In the single crystal 2 (with NT crystal structure), we observe (Fig.1, b) twin variant reorientation under the applied stress during the first loading cycle, in the same manner as on Fig.1 for alloy 1. However, the CSS in alloy 2 (~14MPa) is more than order of magnitude higher to compare with alloy 1 (0.6 MPa). Starting with the second cycle, we obtain a 100% reversible superelastic deformation strain of 15.4% at room temperature. Further cycling demonstrates absolute stability and repeatability of the superelastic stress-strain loop (cycles 1-10 of total 50 performed cycles are shown, since later cycling loops looks identical).

Analysis of the loading phase on alloy 2 reveals that it could be approximated with high confidence ($r > 0.998$) by two linear parts - 1st from 0% to about an 8% deformation, and 2nd - from 8% till the end of the cycle. Stage I seem to correspond to the *eigen*-elastic deformation, while stage II is believed to be due to a stress induced nucleation and growth of another metastable elastic accommodative hierarchical twinning of martensite, incorporating micro- and nano- scales, which decapsulates with stress removal. Such possibility is considered by axe-symmetric compression induces the xy-twinned structure of martensite [11]. The critical stress is found to be about 60 MPa at an 8% deformation. The observed behavior is somewhat analogous to the TiPdNi superelasticity presented in [3], though with a cardinal difference: in our case we observe the superelastic behavior completely in the martensite phase. The unloading stage is linear over the whole range, unlike in [3]. Again, the best superelastic behavior is attributed to the hard magnetization direction.

Fig.1c shows some examples of best cycling results of alloy 3 single crystal. Cycles 1-2 remove the self-accommodation twins, achieving a single variant martensite. Thus, the stress-strain loop becomes stable from the 3rd cycle, with a 6.5% completely elastic deformation at room temperature. The loading stage possesses a clear linear behaviour up to a deformation strain as high as 6%, with an effective modulus $E_{[001]} = 400$ MPa. The elastic behaviour is stable during cycling and 100% repeatable. Again, the best rubber-like behaviour corresponds to the direction of hard magnetization of the martensite.

Thus, we can emphasize the clear correlation with the magnetic anisotropy of the martensite, namely the axis of hard magnetization, exhibiting a giant linear rubber-like behavior. The studied Ni-Mn-Ga compositions, alloy 2 (with tetragonal non-modulated martensite lattice) looks the most promising for possible technical applications, since it is much more ductile than others, making it capable with standing many cycles, and has high martensite transformation temperatures i.e. wide temperature interval for actuation.

Conclusions. The phenomenon of giant linear completely elastic deformation (>15%) in the martensite phase of Ni-Mn-Ga at ambient temperature was established. Alloys with a non-modulated tetragonal type of martensite lattice possess the highest elastic completely reversible deformations and have the widest principal temperature region.

The work is funded by the partner project P-279 between the European Office of Aerospace Research & Development (EOARD), Science and Technology Centre of Ukraine (STCU) and Institute for Metal Physics of National Academy of Science of Ukraine.

References

1. V.V. Kokorin, V.V. Martynov, V.A. Chernenko, Scripta Met. Mater. **26** 175 (1992).
2. Y. Sutou, N. Kamiya, T. Omori, R. Kainuma, K. Ishida, K. Oikawa, Appl. Phys. Lett. **84**, 1275 (2004).
3. J. Wua, Q. Tian, Intermetallics **11**, 773 (2003).
4. Y.F. Zheng, B.M. Huang, J.X. Zhang, L.C. Zhao, Mater. Sci. Eng., A **279**, 25 (2000).

5. S. Kajiwara, W.S. Owen, Metall. Trans. **5**, 2047 (1974).
6. H. Kato, T. Ozu, S. Hashimoto, S. Miura, Mater. Sci. Eng., A **264**, 245 (1999).
7. L. Anand, M.E. Gurtin, J. Mech. Phys. Solids **51**, 1015 (2003).
8. L. Orgeas, A. Vivet, D. Favier, C. Lexcellent, Y. Liu, Scr. Mater. **51**, 297 (2004).
9. H.B. Xu, Y. Ma, C. Jiang, Appl. Phys. Lett. **82**, 3206 (2003).
10. G. Mogylnyy, I. Glavatskyy, N. Glavatska, O. Söderberg, Y. Ge , V. K. Lindroos, Scripta Mater. **48** 1427 (2003).
11. Glavatska N.I, Rudenko A.A, Glavatskyy I.N., Lvov V.A JMMM, Vol 265/2. (2003), 142-151.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В ЗОНЕ КОНЦЕНТРАТОРА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ПОЛОСЫ С ОТВЕРСТИЕМ

Водопьянов В. И., Цюцюра В. Ю.

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

В данной работе проведены исследования распределения локальных деформаций в зоне концентратора напряжений при растяжении полосы с отверстием из литейного титанового сплава 5ВЛ.

При исследовании концентраторов напряжений в пластинах ограниченной ширины и малой толщины принимали во внимание, что номинальное напряжение будет линейным, т. к. в этом случае в сечении действует только напряжение $\sigma_x = \sigma_1$. На контуре концентратора пластины $\sigma_y = 0$. Величина напряжения в направлении толщины пластины σ_z, зависит от толщины пластины и достигает максимальных значений (условия плоской деформации) при отношении $h/2r = 4–6$, где h – толщина пластины, r -радиус отверстия. В проведенных экспериментах это отношение меньше единицы, так что и в области концентратора напряженное состояние можно принимать близким линейному.

В данной работе проведено изучение распределения деформаций около отверстия в плоскости симметрии по сечению, ослабленному отверстием радиусом $r_0 = 1{,}5$ мм, b = 16 мм, t = 2 мм (рис. 1).

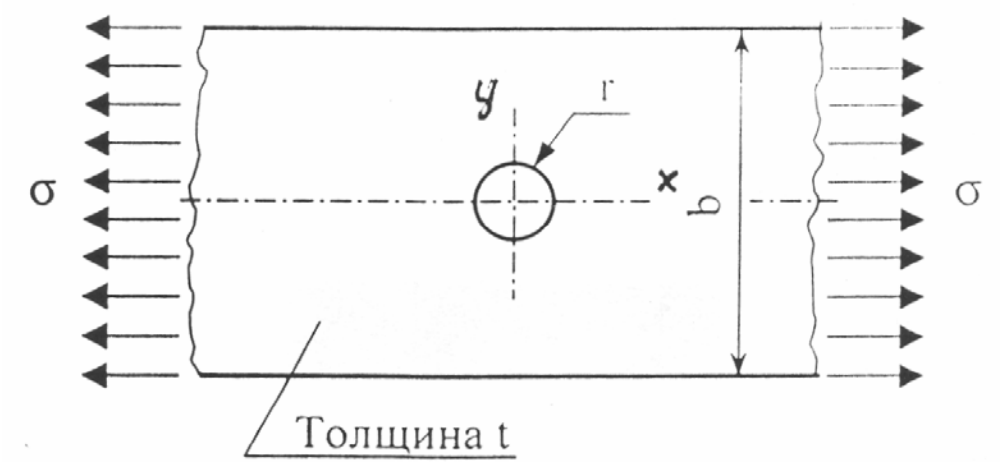


Рис.1. Схема полосы с симметрично расположенным отверстием

Для измерения деформаций на полированной поверхности образца наносились два ряда (А и Б) реперных точек. Расстояние между соседними точками составляло 0,2 мм. Номинальные деформации в ослабленном сечении составили 2,0%. Измерялись значения локальных деформаций вдоль образца, т. е. по направлению растяжения.

На рис. 2 по этим значениям построен график изменения локальных деформаций в ослабленном сечении по направлению, перпендикулярному растягивающей нагрузке.

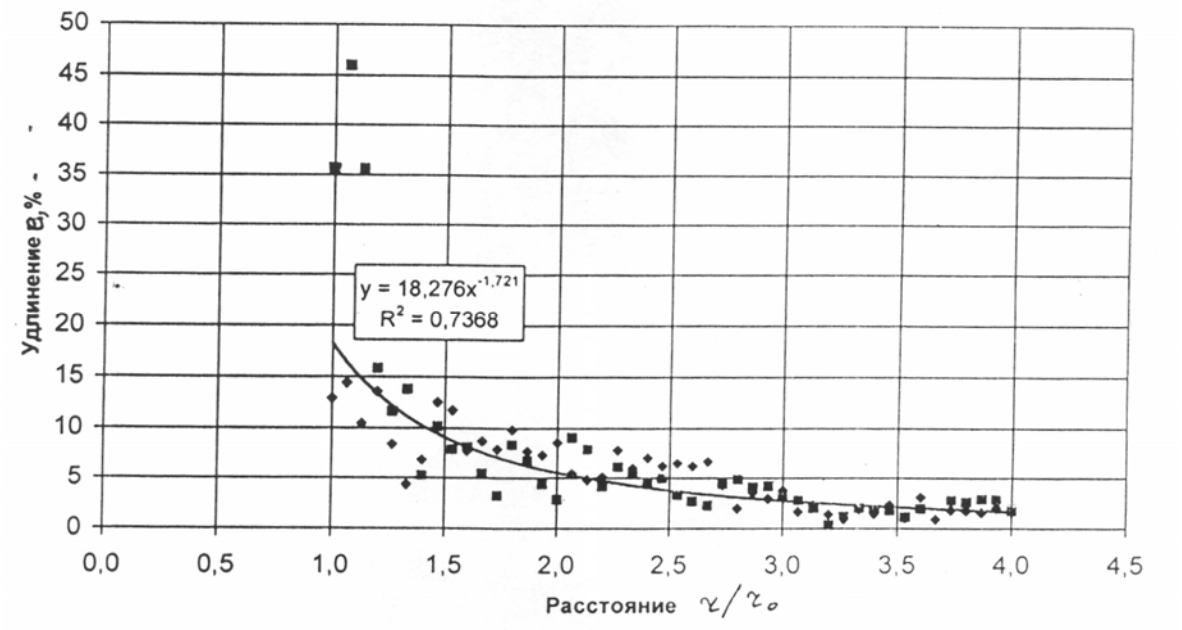


Рис. 2. Распределение деформаций по ширине сечения

Видно, что значения деформаций с разбросом ±2,5 % группируются около единой зависимости. Меньший разброс точек отмечен в области номинальных деформаций. Вблизи концентратора с ростом деформаций увеличивается и интервал разброса экспериментальных результатов. Отдельно, с большим отрывом от единой зависимости, зафиксированы деформации на трех соседних интервалах ряда Б. Их значения достигают величин предельных макродеформаций, выявленных при испытании образцов. Неравномерность распределения деформаций (в ряде А такого факта не зафиксировано) может быть объяснена особенностями формирования сдвиговых деформаций около отверстия. Экспериментальные результаты аппроксимированы степенной функцией:

$$e = 18,3 \cdot \left(\frac{r}{r_0} \right)^{-1,72},$$

что согласуется с данными, полученными для осесимметричной задачи идеальной пластичности.

ВЛИЯНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ НАПРЯЖЕНИЯ НА РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛАХ

[1]Лычагин Д. В., [2]Алфёрова Е. А., [1]Лычагин А. Д., [1]Голосова Т. Н.

[1]*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия*
dvl-tomsk@mail.ru
[2]*Юргинсий технологический институт (филиал) Томского политехнического университета, Юрга, Россия*
katerina525@mail.ru

В работах авторов [1, 2, 3] представлены результаты исследований фрагментации и неоднородности пластической деформации ГЦК-монокристаллов (никель, медь, алюминий) с ориентировками оси сжатия в углах стереографического треугольника. Отличительной чертой деформации сжатия исследуемых образцов по сравнению с обычно используемой деформацией растяжения является наличие торцевого трения между образцом и пуансоном испытательной машины. Это приводит к формированию в локальных зонах образца областей с разными схемами главных напряжений и отражается в особенностях картины деформационного рельефа.

Исследования организации деформации проводились на ГЦК-монокристаллах различной кристаллогеометрической установки. Для монокристаллов с осями сжатия [001] и [110] общим является четное количество равнонагруженных октаэдрических плоскостей и наличие макрообъема (при соотношении высоты образца к ширине равном двум), в котором эти плоскости имеют выход на все свободные грани образца. Структурными элементами деформации в этом случае являются следы сдвига для [001]-монокристаллов и системы мезополос деформации для монокристаллов с осью сжатия [110]. Для $[\bar{1}11]$-монокристаллов равнонагруженными являются три октаэдрические плоскости $(1\bar{1}1)$, $(11\bar{1})$ и (111) по два направления сдвига в каждой из них. В этих монокристаллах при соотношении h/d =2 (h – высота, d – ширина образца) нельзя выделить объем, в котором плоскости октаэдрического сдвига со всех сторон имеют выход на свободные боковые поверхности. В данном случае равнонагруженные плоскости {111} с двух сторон, причем не симметрично, ограниченны пуансонами испытательной машины. Сдвиг в таком объеме затруднен, что приводит к отличающимся, по сравнению с [001] и [110]-монокристаллами, закономерностям макрофрагментации и макролокализации сдвига. Характерной чертой деформации монокристаллов с осью сжатия $[\bar{1}11]$ является образование макрополос деформации.

Для более детального рассмотрения влияния неоднородности напряжения на организацию деформации необходимо рассмотреть распределение напряжений в образце при приложении внешней нагрузки. Методом конечных элементов были рассчитаны интенсивность напряжений и нормальные напряжения с учетом и без учета сил торцевого трения.

Максимальная величина интенсивности напряжений и нормальных напряжений, рассчитанная без учета силы трения, наблюдается у вершин образца в форме параллелепипеда (рис.1). Следующей по величине областью локализации являются его приторцевые ребра, а затем и участки на вертикальных ребрах. Вблизи вершин образцов на вертикальных ребрах возникают области растягивающих напряжений, усиливая картину неоднородности этих напряжений и определяя места со сложной схемой напряженного состояния. Для никеля величина максимальных сжимающих напряжений (знак минус) достигает величины 313 МПа, а растягивающих (знак плюс) – 52 МПа. Учет силы трения усиливает неоднородность напряжений во всем

образце. Возрастает величина неоднородности напряжений. Максимальная величина сжимающих напряжений у никеля составляет 422 МПа, растягивающих – 71 МПа. Усиливается градиент интенсивности напряжений от ребер к центру торцевой грани. Создается область повышенной интенсивности напряжений в центрах боковых граней. Трение приводит к тому, что область растягивающих нормальных напряжений заметно увеличивается, образуя дополнительные значительные области растягивающих напряжений у противоположного закрепленного торца образца.

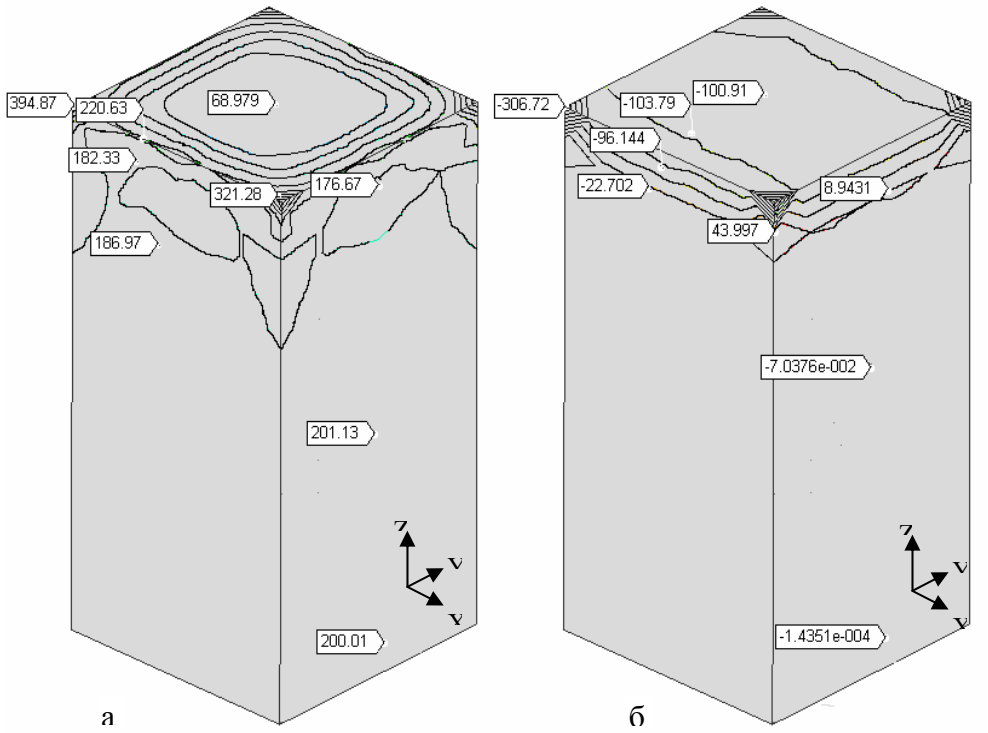


Рис. 1. Распределение интенсивности напряжений (*а*) и нормальных напряжений (*б*) на торцевой и боковых поверхностях образцов никеля без учета силы трения о пуансоны, МПа

Таким образом, внешнее поле напряжений перераспределяется в образце. Характер распределения зависит от формы образца. Местами наиболее высоких напряжений являются вершины образца, а затем — приторцевые ребра. Сила торцевого трения, не изменяя симметрию распределения напряжений в образце, увеличивает размах неоднородности и область ее распространения. Области с более высокими значениями напряжений можно рассматривать как базовые концентраторы напряжений и учитывать при рассмотрении кристаллогеометрии сдвига в исследуемых монокристаллах.

Базовые концентраторы напряжений играют определяющую роль в определении мест зарождения сдвига. Сдвиг зарождается от базовых концентраторов напряжений по системам сдвига, идущим от него вглубь образца. О результате такого сдвига можно судить, рассмотрев проекции зоны сдвига на боковых гранях образца. Интенсивность образования следов сдвига зависит от ориентации плотноупакованного направления в объеме образца, а также от характера пересечения плоскостью сдвига базовых концентраторов напряжения. В зависимости от кристаллографической ориентации возможны следующие случаи: плоскость сдвига проходит только через вершину образца или через все приторцевое ребро. В первом случае базовый концентратор напряжений можно рассматривать как точечный, во втором — как линейный [4].

При удалении от базового концентратора напряжений величина напряжения уменьшается, при этом может изменятся как знак напряжения (переход от напряжения сжатия к растяжению), так и вид тензора напряжений (изменение схемы главных напряжений).

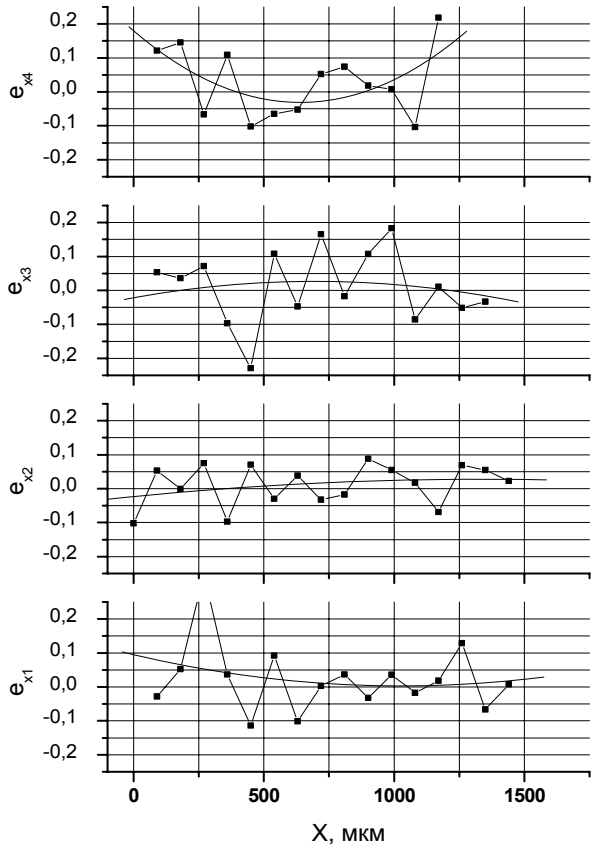


Рис. 2. Распределение компоненты e_x вдоль структурных элеменов деформации. Ось сжатия [001], грань (110)

Такое изменение напряжения в мезообъеме влияет на неоднородность пластической деформации. В частности, анализ локальной деформации показал ее осциллирующий характер вдоль следов сдвига, располагающихся по линии выхода плоскостей сдвига на поверхность грани (110) в [001]-монокристаллах (рис. 2). По мере удаления от базового концентратора напряжений возможно либо убывание аппроксимирующей кривой, либо немонотонное ее изменение вдоль следов. В последнем случае это, вероятнее всего, связано с чередованием областей растяжения и сжатия и с изменением вида тензора напряжений.

Таким образом, для рассмотрения организации пластической деформации в монокристаллах и анализа ее неоднородности необходим совместный анализ распределения напряжений, кристаллогеометрических характеристик монокристаллов и механизмов пластической деформации.

В работе также рассмотрены другие особенности неоднородности пластической деформации, связанные с распределением напряжения в образце.

Список литературы

1. Лычагин Д.В. Фрагментация пластической деформации в металлических материалах с ГЦК-решеткой // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т.9. – № 3. – С.103-113.
2. Лычагин Д.В. Распределение деформации на поверхности ГЦК-металлов при сжатии // Изв. РАН. Серия физическая. - 2004. - Т.68. - №10. - С. 1472-1476.
3. Лычагин Д.В., Шаехов Р.В., Алфёрова Е.А. Влияние кристаллогеометрической установки на неоднородность сдвиговой деформации ГЦК-монокристаллов при сжатии // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2008. – Т.5. – № 2. – С.101-108.
4. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Беспалова И.В. Закономерности макролокализации деформации в монокристаллах алюминия с ориентацией оси сжатия [110] // Физ. мезомех. – 2004. – Т. 7, № 6. – С. 63–78.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ КЕРАМИК ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ УДАРЕ

Горельский В. А., Толкачев В. Ф., [1]Жейков В. В.

НИИ прикладной математики и механики Томского государственного университета,
[1]Томский государственный университет
Томск, Россия,
tolk@niipmm.tsu.ru

Исследование разрушения твердых тел, хрупких и способных испытывать большие пластические деформации при динамическом взаимодействии, представляет собой сложную и актуальную задачу механики сплошной среды.

Постоянно расширяется база данных по высокоскоростному соударению тел из керамик и композиционных материалов. Тем не менее не снимается проблема отбора эффективных композитов в составе сложных схем защитных конструкций и ударников. Наиболее приемлемым по достоверности методом оценки эффективности является физический эксперимент. Особое внимание уделяется выявлению особенностей функционирования ударников и преград в диапазоне скоростей взаимодействия 2…3 км/с, который характеризуется слабой пластической деформацией материалов и наибольшей вероятностью максимального проникания ударника в преграду.

Экспериментальные исследования стойкости керамик и композиционных материалов к ударному нагружению проводились на образцах из оксида алюминия Al_2O_3, карбида бора B_4C, карбида кремния SiC, стеклокерамик и металлокерамики на основе TiB_2+B_4C, которые представляли собой плоскопараллельные пластины толщиной 4…20 мм. В качестве ударников использовались стержни удлинением от 1 до 10 калибров из титана Вт6, стали 60С2А и сплава ВНЖ. Удар производился в направлении нормали к лицевой поверхности пластины.

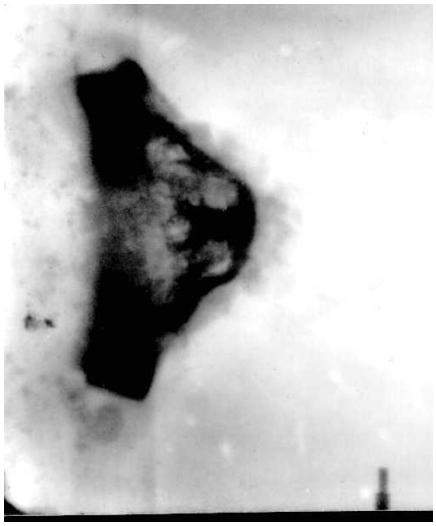


Рис. 1. Рентгенограмма разрушения керамики Al_2O_3 при ударе штатной пулей

На рис.1 приведена рентгенограмма разрушения керамики Al_2O_3 при проникании стального ударника удлинением 3 калибра и массой 7г при скорости удара 760±6 м/с. Величина эффективности керамик определялась по глубине внедрения ударника в пластину-свидетель.

На рис. 2 приведены инженерные оценки [1] глубины проникания стержневых ударников из ВНЖ-90 в преграды из композита никелид алюминия AlN (кривая 1) и карбида бора B_4C (кривая 2), где квадратиками отмечены экспериментальные данные для AlN [2]. Во всем интервале изменения скорости удара, от 1 до 5 км/с, получено хорошее согласование расчетных значений и экспериментальных данных по глубине проникания ударников в композит. Применяемые экспериментальные методики позволяют регистрировать конечные результаты процесса разрушения тел при динамическом взаимодействии и не дают возможности выяснить динамику развития в них структуры разрушений. В этом случае основную роль приобретает численное моделирование.

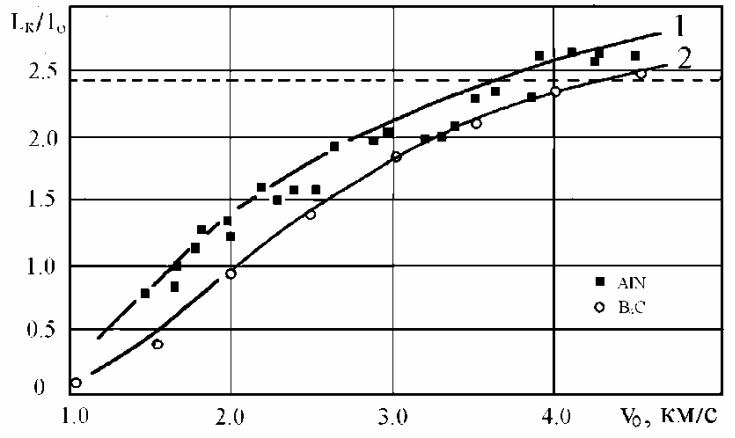


Рис. 2. Зависимость глубины проникания вольфрамовых стержней от скорости удара в никелиде алюминия AlN (*1*) и карбиде бора B_4C (*2*)

Использовалась система уравнений механики сплошной среды, описывающая поведение сжимаемой упруго-пластической среды, свойства которой по мере развития микроповреждений непрерывно изменялись с учетом зарождение и распространение трещин [3]. Численно решена трехмерная задача взаимодействия стальных ударников с керамическими преградами в диапазоне скоростей удара до 4000 м/с, которая выполнена методом конечных элементов. В расчетах использована усовершенствованная математическая модель для керамики на основе окиси алюминия [4, 5]. Моделировалось соударение стального цилиндра диаметром 7.6 мм и высотой 50.8 мм с керамической пластиной толщиной 10 мм при скоростях встречи до 4000 м/с с углами встречи до 45^0 и углами нутации до 10^0. Материал керамики и стали характеризовались константами, соответствующими работе [5].

На рис. 3 приведены типичная расчетная конфигурации процесса взаимодействия образцов в исследованном диапазоне условий взаимодействия. Вследствие инерционного сопротивления материала происходит значительная деформация материала преграды, находящегося вблизи контактной поверхности, смещение как в направлении вектора скорости, так и радиальном направлении.

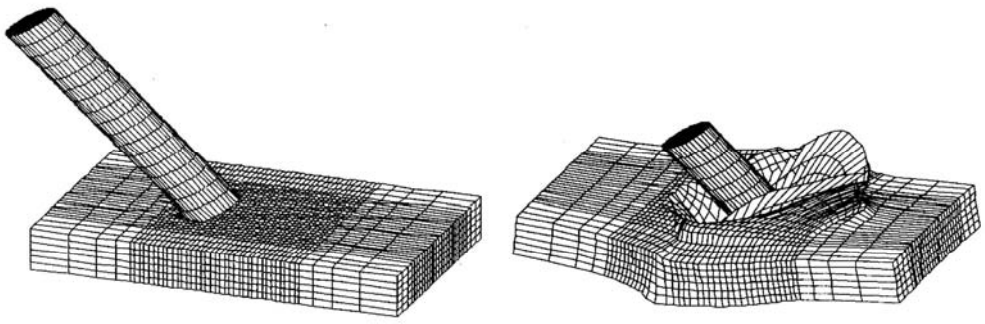


Рис. 3. Хронограммы процесса взаимодействия ударника с преградой в моменты 1 и 10 мкс при скорости удара 4000 м/с, угле нутации 10^0 и угле встречи 45^0

Получены распределения изолиний удельного объема трещин в плоскости симметрии керамической преграды. Они свидетельствуют, что наибольшие разрушения наблюдаются вблизи тыльной поверхности керамики около оси удара и на лицевой поверхности преграды вблизи боковой поверхности внедряющегося ударника. Непосредственно под ударником рост трещин выражен слабо. Влияние нутации ясно выражено

несимметричностью в развитии полей повреждений. Анализ полученных результатов свидетельствует, что зарождение микроповреждений и их распространение в первый момент после удара на все большие области материала связаны с волновыми процессами.

После 3 мкс интенсивность волновых процессов снижается и в дальнейшем они не оказывают заметного влияния на развитие повреждений. Определяющее влияние на характер разрушения начинают оказывать особенности деформирования ударника. Реализующиеся при ударе условия приводят к тому, что в интервале времени от 3 до 5 мкс наблюдается частичное подавление возникших ранее очагов разрушения. Это обусловлено возникновением в материале зон высокого давления, вызванных торможением цилиндра. С момента времени 6 мкс область поврежденного материала начинает вытягиваться и смещаться к тыльной поверхности преграды и в результате к 10 мкс формируется сквозная зона разрушения, особенно явно выраженная при нулевом угле нутации.

На рис.4 приведены температурные зависимости от времени на контактной поверхности преграды и ударника для скорости взаимодействия 4000 м/с.

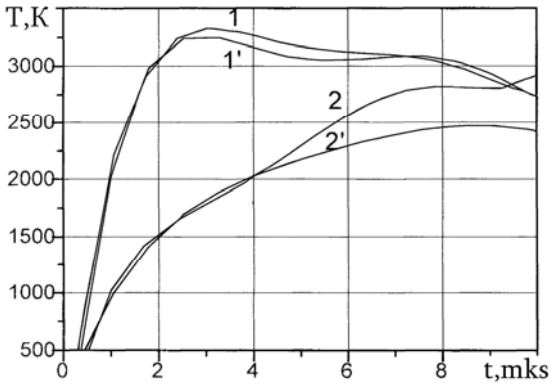


Рис. 4. Температурные зависимости от времени при угле встречи 45^0 и скорости встречи 4000 м/с на контактной поверхности в керамике: 1– нутация - 0°; 1^1– нутация - 10°; и в стальном ударнике: 2– нутация - 0°; 2^1– нутация - 10°

Результаты расчетов показывают, что температурные эффекты ярко выражены и в ударнике и в керамике при скорости встречи 4000 м/с и выше.

Список литературы

1. Горельский В.А., Зелепугин С.А., Толкачев В. Ф. Экспериментальное и численное изучение разрушения керамики при высокоскоростном ударе // Химическая физика. 1999. Т.18, N 11. С.35-38.
2. Orphal D.L., Frazen R.R., Piekutowski A.J., Forrestal M.J. Penetration of confiden aluminum nitride targets by tungsten long rods at 1,5 to 4,5 km/s // Int. J. Impact Engng. – 1996. – №18. – P. 335–368.
3. Горельский В.А., Зелепугин С.А. Математическое моделирование развития трещин в керамике при контактном нагружении // Физико - химическая механика материалов. 1992. N 5. С.90-91.
4. Горельский В.А., Зелепугин С.А. Математическое моделирование разрушения керамических преград при осесимметричном высокоскоростном ударе // Пробл. прочности. - 1995. - N 5-6. - С. 87-94.
5. Горельский В. А. Трехмерное моделирование удара нутирующих снарядов по керамическим преградам // Химическая физика, 2002, №9 , с. 38 -42.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ УПРОЧНЕНИИ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ

Исакаев Э. Х., Ильичев М., Тюфтяев А. С., Филиппов Г. А.*

*ОИВТ РАН, *ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия,*
astpl@mail.ru,* iqs12@yandex.ru

Для повышения эксплуатационной стойкости изделий из чугуна и стали, работающих в условиях контактной усталости и износа, применяются методы поверхностного термоупрочнения с использованием концентрированных пучков энергии – лазерных, электронных, плазменных [1,2], которые позволяют, не изменяя механических свойств изделия в целом, существенно увеличить их срок службы. Это обусловлено тем, что обработке подвергается локальная область изделия, испытывающая наибольшие контактные напряжения.

Физическая природа упрочнения металла под воздействием концентрированных пучков энергии связана с изменением структурного состояния в результате локального разогрева поверхностных слоев металла и последующего охлаждения. Образование структур закалочного типа – мартенсита, бейнита - в процессе охлаждения приводит к увеличению твердости и износостойкости. Однако при этом может снижаться сопротивление стали хрупкому разрушению, что ограничивает применение подобных технологий поверхностной обработки.

Основными факторами, от которых зависит эффективность работы поверхностно-упрочненного изделия, являются:

1. Прочность и твердость упрочненной зоны металла.
2. Однородность структуры и стабильность свойств.
3. Наличие плавной переходной области, обеспечивающей прочность сцепления упрочненного слоя и основного металла.
4. Высокое сопротивление разрушению, в основном, зарождению трещины, т.к. обычно толщина упрочненного слоя меньше критической длины трещины.

В связи с этим, наиболее перспективными являются технологии упрочнения, разработанные с учетом вышеперечисленных факторов.

Технология термоупрочнения основана на воздействии низкотемпературной плазмы на поверхность обода колеса. Для упрочнения используется плазмотрон с расширяющимся каналом выходного электрода, мощностью около 50 кВт и преобразователем потока, имеющим срез в соответствии с профилем колеса, а в качестве плазмообразующего газа - азот. Нагрев металла производится в γ - области до температуры, не приводящей к образованию оплавленного слоя. Охлаждение осуществляется на воздухе и за счет теплоотвода металлом колеса.

Зона упрочнения имеет вид непрерывной полосы шириной до 60 мм, охватывающей часть поверхности катания (до 35 мм) и гребня (до 25 мм), наиболее подверженному износу. Максимальная толщина упрочненного слоя на поверхности катания и на гребне составляет 2,5 и 4 мм соответственно.

При исследовании микроструктуры термоупрочненного и переходных слоев выявлено пять участков с различным типом микроструктуры:

1. Тонкий поверхностный слой с аустенитной структурой толщиной до 20 мкм. Слой прочно связан с металлом колеса, не отслаивается. Наблюдается прорастание игл “термообразного” мартенсита вглубь данного слоя [3]. Его твердость несколько ниже, чем у прилегающего слоя с игольчатой структурой. Определить точное значение микротвердости не представляется возможным из-за малой толщины слоя. Электронно-микроскопическое исследование показало присутст-

вие в этом слое нитридных фаз, образовавшихся в результате насыщения поверхностных слоев металла азотом, вследствие особенностей технологии плазменной обработки. То обстоятельство, что вблизи поверхности имеется слой аустенита, позволяет предположить, что содержание азота в поверхностном слое может достигать 1,5 – 2,0 % вес.

2. Слой со структурой низкоотпущенного "пакетного" мартенсита с микротвердостью H_μ^{100} = 500 – 740 единиц. Ширина этого слоя достигает 1 мм. Тонкая структура этого слоя включает две составляющие – двойникованные пластины и более тонкие рейки мартенсита. Внутри двойникованных кристаллов мартенсита наблюдаются дисперсные частицы карбидов размером 50 – 100 Å [4].
3. Область промежуточной неоднородной структуры, представляющая собой смесь участков тростомартенсита с H_μ^{100} = 420 и мартенсита с H_μ^{100} = 610. Ширина этого слоя также до 1 мм.
4. Промежуточная структура тростосорбита с H_μ^{100} = 300 – 390 шириной до 1 мм плавно переходящая к основному металлу.
5. Структура основного металла колеса – сорбит отпуска с участками феррита по границам зерен (H_μ^{100} = 300 – 320).

Таким образом, плазменная обработка гребня и поверхности катания колеса обеспечивает плавный переход от закаленных структур к структурам основного металла колеса, что должно благоприятно сказываться на прочности сцепления термоупрочненного слоя с основным металлом.

Механические свойства металла колеса удовлетворяют требованиям ГОСТ 10791 – твердость 255 НВ, σ_b = 1000 н/мм^2, δ = 16.5%, ψ = 42%. Ударная вязкость составляет 26.5 Дж/см^2. Твердость термоупрочненной области, измеренная вдоль и поперек упрочненной области, составляет 435 НВ (Табл. 1).

Таблица 1. Механические свойства и сопротивление усталостному разрушению металла обода термоупрочненного колеса

Состояние	Твердость, НВ		$\sigma_р$	$\sigma_{от}$	$f_{пл}$, мм	ΔNu	$\Delta l / \Delta N_р * 10^3$, мм
			Н/мм^2			K = 27 – 30 МПа м$^{1/2}$	
До упрочнения	255		2094	941	6.3	1080	1.83
После упрочнения	435	Пов.кат.	1588	1247	0.24	1950	1.19
		Пов.греб.	1282	1282	0	2880	1.35

Испытания на статический изгиб образцов без надреза, вырезанных из упрочненной зоны вдоль обода колеса, показали, что по уровню хрупкой прочности термоупрочненный металл уступает основному металлу колеса (1282–1588 против 2094 н/мм^2). Однако напряжение общей текучести упрочненного металла выше, чем основного, и составляет 1247 – 1282 против 941 н/мм^2 (табл. 1). Стрела пластического прогиба основного металла больше (6.3 мм), чем упрочненного (до 0.24 мм).

Испытания на износ упрочненного металла колеса проводились по схеме плоскость – диск при нагрузке 85Н. Контртелом служил диск из твердого сплава диаметром 30 мм, шириной 2.5 мм, вращающийся с частотой 675 об/мин. Износ определялся величиной объема лунки, полученной за время испытания (270 с). На каждом образце истирались по 3–5 лунок. Износостойкость термоупрочненной области обода в 1,8, а гребня в 3.2 раза выше, чем основного металла колеса, что является следствием повышенного уровня ее твердости.

Усталостные испытания проводили при изгибе образцов с надрезом в условиях симметричного цикла при ΔK = 27 – 30 МПа м$^{1/2}$. Длительность инкубационного периода упрочненного металла выше, чем основного металла (рис. 1). Так, длитель-

ность инкубационного периода основного металла составляет 1080, а упрочненной зоны обода и гребня – 1950 и 2880 циклов соответственно.

Скорость роста усталостной трещины основного металла ниже, чем упрочненной зоны. Для основного металла $1.83*10^{-3}$, а для упрочненной зоны обода и гребня $1.19*10^{-3}$ и $1.35*10^{-3}$ мм/цикл.

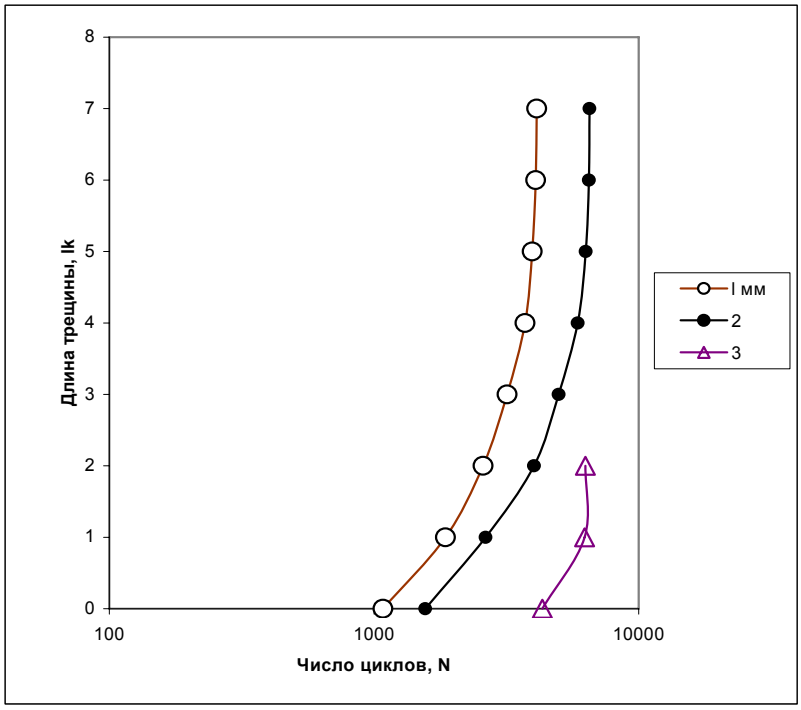


Рис. 1. Зависимость длины трещины от числа циклов при усталостных испытаниях:
o, • – поверхность катания; Δ – реборда; •, Δ – термоупрочненное колесо.

Таким образом, плазменное термическое упрочнение поверхности обода и гребня колеса повышает сопротивление зарождению и распространению усталостной трещины, износостойкость и эксплуатационный ресурс колес, что является следствием особенностей структурного состояния упрочненного слоя. Возникновение в колесной стали таких структурных составляющих, как аустенит, нитридные фазы, игольчатый мартенсит, становится возможным благодаря насыщению стали азотом в процессе плазменной обработки. При этом концентрация азота в поверхностном слое настолько велика (до 2% весовых), что в результате обработки происходит образование структур, не характерных для простых углеродистых сталей типа 60Г. Можно полагать, что образование такого необычного для этой стали “спектра” структур является одним из основных факторов, обеспечивающих повышенный комплекс механических свойств термоупрочненного колеса.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 09-08-00239-а

Список литературы

1. Исаков М.Г., Филиппов Г.А. Перспективы применения низкотемпературного радиационно-термического отпуска (НРТО) для обработки металлоизделий // Сталь, 1994, №1, с. 62-67.
2. Е.И. Гонтарук, М.В. Ильичев, Э.Х. Исакаев, А.С. Тюфтяев, Г.А. Филиппов Новая технология поверхностного плазменного упрочнения стальных изделий // Сталь, 2002, №6 с. 78-81.
3. Изотов В.И., Хандаров П.А. Классификация мартенситных структур в сплавах железа // ФММ, 1972, т.34, вып. 2, с. 332-338.
4. Гольдшмидт Х.Дж. Сплавы внедрения, - М.: “Мир”, 1971, 424 с.

ЦИКЛИЧНОСТЬ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ГПУ-СПЛАВЕ ЦИРКОНИЯ

Полетика Т. М., Гирсова С. Л., Пшеничников А. П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
poletm@ispms.tsc.ru

Несмотря на большой интерес к проблеме неустойчивости пластического течения, в частности, немонотонному деформационному поведению материалов при интенсивной пластической деформации, причины этого явления остаются не вполне ясными. В работе представлены результаты исследования колебательной неустойчивости макролокализации деформации, обнаруженной при растяжении ГПУ- сплавов циркония [1]. Это явление проявляется на макроуровне на параболической стадии кривой пластического течения циркониевых сплавов, которая аппроксимируется уравнением $s \sim e^n$ с рядом подстадий с дискретно уменьшающимся показателем параболичности n, и сопровождается периодическим накоплением деформации и локальным изменением скорости деформации в ряде очагов устойчивой макролокализации, один из которых затем становится шейкой. Ранее установлено [2], что возникновение колебательной неустойчивости на параболической стадии пластического течения связано с началом локального неоднородного изменения геометрии образца, приводящего к образованию одной или нескольких шеек. Кинетика данного процесса имеет нелинейный характер и определяется колебательным изменением скорости деформации в очаге макролокализации в режиме «упрочнение-разупрочнение». Для выяснения причин немонотонного деформационного поведения сплавов циркония исследованы процессы, происходящие на различных масштабных уровнях в очаге макролокализации в процессе его трансформации в шейку.

Методами ПЭМ, РЭМ, ДОЭ исследованы дислокационная структура и её количественные параметры, распределение полей внутренних напряжений, микротекстура в процессе пластической деформации сплава Zr–1%Nb. Положение очага макролокализации при малых деформациях определяли методом спеклинтерферометрии [1], а после начала образования шейки – методом профилирования поверхности деформируемого образца [2]. Образцы для исследований вырезали из области минимального поперечного сечения растягиваемого образца при различных степенях деформации как поперек, так и вдоль оси растяжения. Методом реперов в сочетании с фотосъемкой образца в процессе испытаний [2], исследовали кинетику локального пластического течения материала в очаге локализации деформации.

Установлено, что для начального этапа пластического течения сплава циркония характерна высокая локальная неоднородность эволюции дислокационных субструктур в результате деформационного наклепа благоприятно ориентированных к оси нагружения зерен. При этом наблюдается быстрый рост средней скалярной плотности дислокаций и массовое формирование малоугловых (не более 3°) субграниц, сопровождающееся возрастанием локальных дальнодействующих полей остаточных внутренних напряжений. Согласно оценке, их амплитуда около границ и тройных стыков зерен составляет 300÷400 MPa. Резкое увеличение локальной скорости деформации с началом образования очага макролокализации (при переходе к $n < 0{,}5$) является дополнительной движущей силой, которая обеспечивает локальное формирование критической неравновесной дефектной структуры, характеризующейся высоким уровнем внутренних напряжений. После достижения критической плотности дислокаций и субграниц устанавливается циклический

режим дислокационных превращений, который сопровождается колебательным изменением объемов, занимаемых различными дислокационными субструктурами, средней скалярной плотности дислокаций, а также периодической релаксацией внутренних напряжений (рис. 1*а*). Рис. 1*б* показывает, что цикличность процесса определяется взаимными превращениями внутри субструктур с непрерывными (сетчатая, разориентированная сетчатая) и дискретными разориентировками (полосовая, фрагментированная).

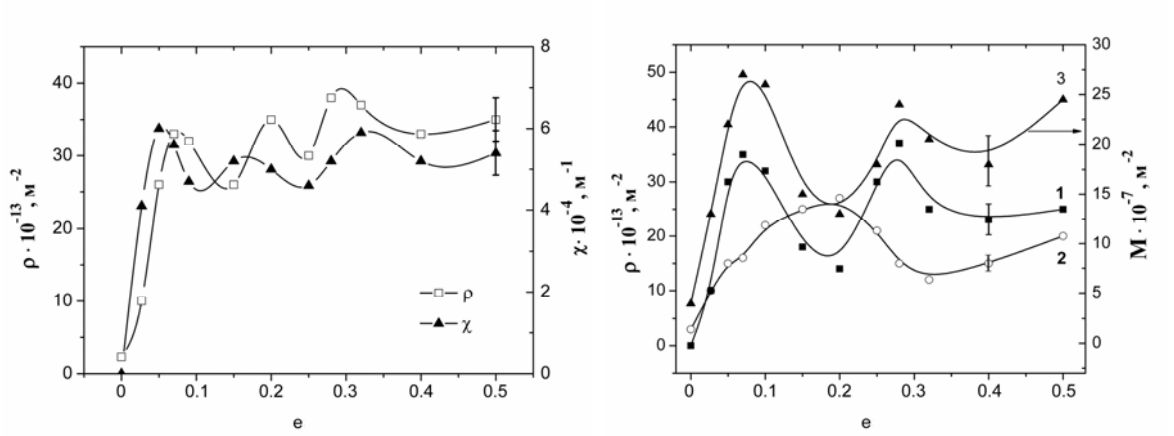


Рис. 1. Характер изменения количественных характеристик дислокационных субструктур с деформацией: *а*) – средние по материалу скалярная плотность дислокаций ρ (□) и амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ (▲); *б*) – плотность дислокаций в субструктурах с дискретными (1) и непрерывными разориентировками (2), плотность границ M (3)

Так, одновременный быстрый рост плотности дислокаций ρ и плотности субграниц M (рис. 1*б*) в объеме полосовой и фрагментированной субструктур сопровождается ростом запасенной внутренней энергии. Релаксация энергии в дальнейшем происходит в результате рассыпания ряда несформировавшихся субграниц (снижение M), перераспределения дислокаций с уменьшением их общей плотности ρ, что сопровождается групповой коалесценцией субзерен. При этом наблюдаются: микроизгиб и выклинивание границ за счет локальной миграции, укрупнение и удлинение структурных составляющих, деформационное двойникование свободных от дефектов зерен. Деформация освободившихся от дефектов элементов структуры, в том числе внутри двойников, продолжается путем повторения цикла дислокационных превращений, причем размер вновь образующихся фрагментов меньше начальных. Динамическая перестройка микроструктуры приводит к удлинению и укрупнению структурных элементов и формированию объемов материала с устойчивой деформационной ориентацией, соответствующей основной текстурной компоненте. Обсуждаются факторы, определяющие обнаруженные закономерности структурных перестроек и механизмы атермического роста элементов структуры.

Установлена взаимосвязь циклического характера дислокационных превращений в очаге макролокализации в процессе его трансформации в шейку с наблюдаемым колебательным характером изменения локальной скорости деформации в режиме «упрочнение-разупрочнение» [2]. На рис. 2 представлены совмещенные кривые зависимости средних значений скалярной плотности дислокаций ρ и плотности субграниц M в субструктурах с дискретными разориентировками, а также характера изменения скоростей локальных деформаций в очаге макролокализации от действующего напряжения. Обнаружено, что рост скорости локальной деформации в поперечном направлении v_y в очаге макролокализации сопровождается увеличением плотности дислокаций ρ, плотности субграниц M (рис.

2) и, как следствие, к упрочнению и торможению дальнейшей поперечной деформации. Последующему росту скорости локальной продольной деформации v_x соответствует разупрочнение в результате распада субграниц, аннигиляции дислокаций, укрупнению и удлинению субзерен, благоприятно ориентированных к оси растяжения. Дальнейшее нагружение приводит к повторному процессу формирования дислокационных субструктур, что сопровождается упрочнением в продольном направлении и, соответственно, уменьшением v_x и ростом v_y. Устойчивое формирование шейки (при $n < 0.2$) [2] обеспечивает рост гидростатической компоненты напряжения, что сопровождается практически одновременным ростом локальных поперечной и продольной деформаций (рис.2). При этом наблюдается следующий цикл дислокационных превращений, в ходе которого происходит образование преимущественно мелкофрагментированной структуры

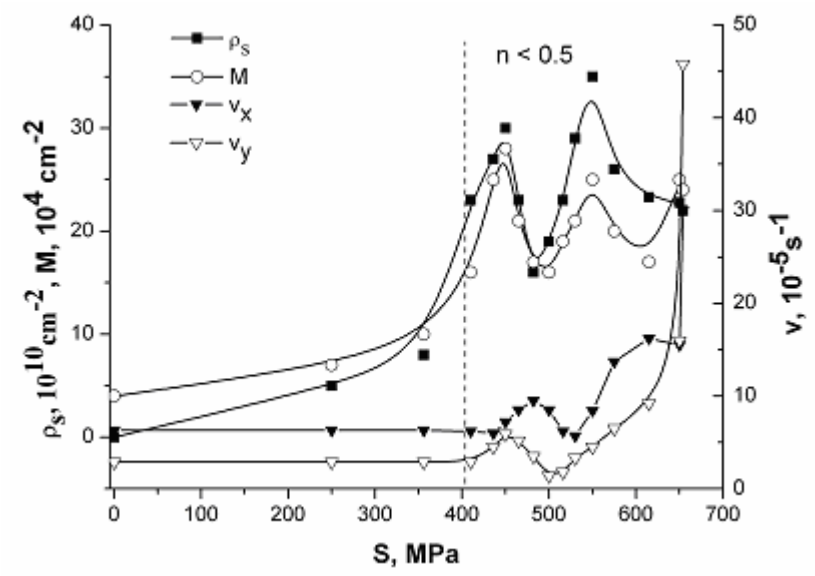


Рис. 2. Зависимости средних значений скалярной плотности дислокаций ρ_s и плотности субграниц M в субструктурах с дискретными разориентировками, а также характера изменения скоростей локальных деформаций в очаге макролокализации от действующего напряжения.

Таким образом, неустойчивость макролокализации деформации в режиме «упрочнение-разупрочнение», наблюдаемая на параболической стадии пластического течения ГПУ- сплава циркония, взаимосвязана с цикличностью смены дислокационных субструктур в очаге макролокализации при его трансформации в шейку. Корреляция превращений в дефектной системе на микро - и мезомасштабных уровнях с закономерностями макролокализации деформации является причиной наблюдаемого немонотонного деформационного поведения, реализация которого в ходе интенсивной деформационной обработки может быть одним из путей формирования субмикро- и нанокристаллического состояния материала.

Список литературы

1. Полетика Т.М., Нариманова Г.Н., Колосов С.В. // ЖТФ. 2006. Т.76. Вып.3. С.44-49.
2. Полетика Т.М., Пшеничников А.П. // ЖТФ. 2009. Т. 79. Вып. 3. С. 54 - 58.

НЕЛИНЕЙНЫЙ ХАРАКТЕР МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В ГПУ - СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ

Пшеничников А. П., Полетика Т. М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
poletm@ispms.tsc.ru

Ранее установлено [1], что параболическая стадия деформационной кривой ГПУ- сплавов циркония является сложной и в логарифмических координатах $\ln(S - S_0) - \ln e$ может быть разделена на ряд прямолинейных участков с дискретно уменьшающимся показателем параболичности n. Методом лазерной спеклинтерферометрии были установлены закономерности макролокализации деформации, сопровождающие возникновение колебательной неустойчивости пластического течения циркониевых сплавов. Показано, что при значении показателя параболичности $n < 0{,}5$ наблюдается периодическое накопление локального удлинения и колебательное изменение скорости локализации продольной деформации в режиме «упрочнение-разупрочнение» в ряде очагов устойчивой макролокализации, один из которых затем трансформируется в шейку. Однако физические причины явления колебательной неустойчивости локализованной пластичности, наблюдаемого на параболической стадии деформационной кривой ГПУ- сплавов циркония остаются не вполне ясными.

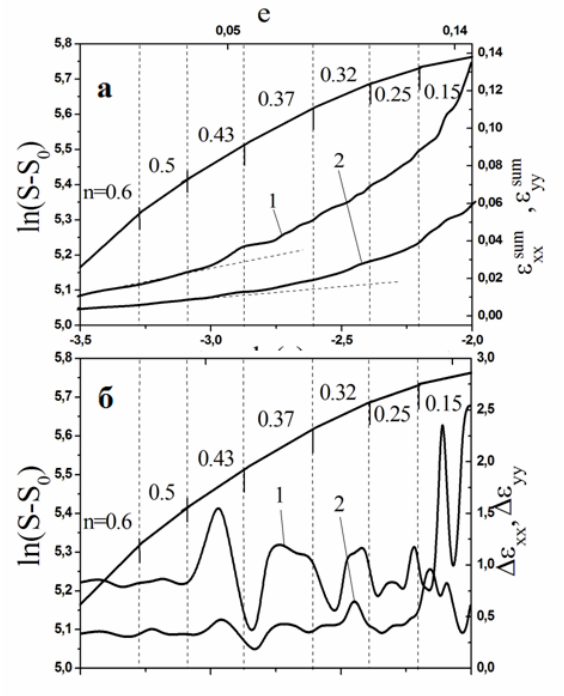


Рис. 1. Характер накопления локальных деформаций сужения и удлинения в формирующейся шейке сплава циркалой-2: *а* – изменение локальных суммарных деформаций удлинения ε_{xx}^{sum} и сужения ε_{yy}^{sum}; *б* – изменение прироста локальных деформаций $\Delta\varepsilon_{xx}$ и $\Delta\varepsilon_{yy}$.

В настоящей работе исследован характер макролокализации деформации с помощью независимых методов лазерной спеклинтерферометрии и профилирования поверхности образца в процессе растяжения плоских образцов сплавов Э125 и циркалой-2.

Образцы, в виде двусторонней лопатки размером 46×9,8×1,7 mm подвергали одноосному растяжению на испытательной машине «INSTRON 1185» со скоростью деформации $3{,}6\times10^{-5}$ s^{-1} при комнатной температуре по схеме, соответствующей плоскому напряжённо-деформированному состоянию. Методом спеклинтерферометрии одновременно с записью диаграммы растяжения фиксировали поле векторов смещений точек на поверхности образца. Определяли как локальную суммарную деформацию удлинения путем суммирования компонент тензора пластической дисторсии ε_{xx} и ε_{yy} по площади, занимаемой очагом локализации, так и величину локального прироста деформации $\Delta\varepsilon_{xx}$ и $\Delta\varepsilon_{yy}$, в этом очаге как разность локальной суммарной деформации ε_{xx}^{sum} и ε_{yy}^{sum} через

каждые 0.2 % общей деформации. Методом реперов в сочетании с фотосъемкой образца в процессе испытаний, исследовали кинетику локального пластического течения материала как в образце в целом, так и в очагах локализации деформации.

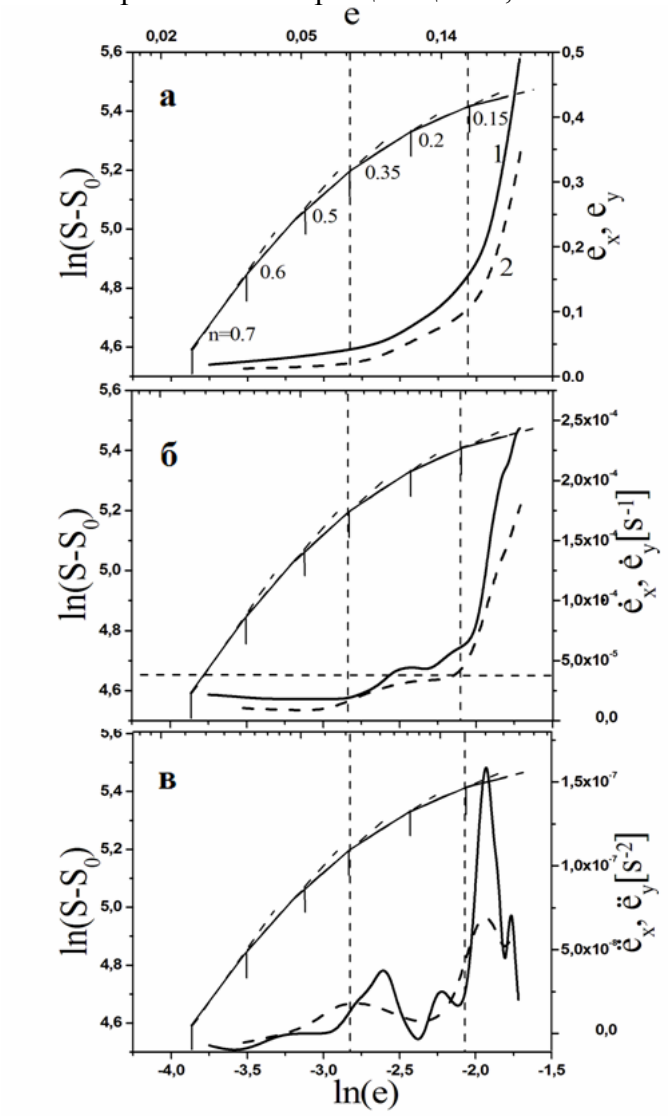


Рис. 2. Характер изменения локальных деформаций удлинения (1) и сужения (2) сплава Э125: *а* – изменение локальных деформаций e_x и e_y; б – изменение скорости локальных деформаций $\dot{e}_x$ и $\dot{e}_y$, *в* – изменение ускорения локальных деформаций $\ddot{e}_x$ и $\ddot{e}_y$

Профилограммы строили, используя результаты измерения ширины образца в поперечном направлении вдоль всего образца, а также с помощью лазерного бесконтактного профилирования на установке «MICRO MEASURE 3D station». Локальную деформацию между реперами вдоль оси растяжения измеряли по формуле $e = \ln(l / l_0)$, что позволило количественно оценить эволюцию локальных скоростей продольной и поперечной деформации на завершающей стадии деформационного процесса, включая формирование шейки.

Метод лазерной спеклинтерферометрии позволил выявить очаги устойчивой макролокализации деформации и изучить характер последовательного накопления в них суммарных деформаций локального удлинения ε_{xx}^{sum} и локального сужения ε_{yy}^{sum}. Исследование кинетики развития локализации деформации в выделенных очагах устойчивой макролокализации с помощью метода спеклинтерферометрии показало, что зависимости локальной суммарной деформации ε_{xx}^{sum} и ε_{yy}^{sum} (рис.1*а*) и изменения прироста локальных деформаций $\Delta\varepsilon_{xx}$ и $\Delta\varepsilon_{yy}$ (рис.1*б*) имеют нелинейный характер. Колебательное изменение скорости локальной деформации происходит в режиме «упрочнение-разупрочнение». На рис. 1*б* видно, что резкое возрастание амплитуды прироста локальных деформаций и изменения скорости локализации происходит при переходе к параболической подстадии с $n <$ 0,5.

Трехмерное бесконтактное профилирование [2] позволило установить, что деформация в трех направлениях: поперечном, продольном, и нормальном к поверхности образца, развивается неоднородно. Наиболее четко макролокализация деформации проявляется на профилограммах, которые демонстрируют изменение формы боковой поверхности деформируемого образца вдоль рабочей длины.

Сопоставление профилограмм с деформационной кривой показало, что резкое локальное неоднородное изменение геометрии образца, связанное с локальными изменением кривизны и приростом поверхности, возникает около 5% общей деформации, что соответствует переходу к параболической подстадии с показателем параболичности n < 0,5.

Кинетику развития локализации деформации в «активной» шейке иллюстрируют рисунки 2б и 2в, на которых, начиная с параболических подстадий с $n < 0{,}5$ можно наблюдать колебательный характер изменения кинетических параметров локализации $\dot{e}$ и $\ddot{e}$ в режиме «упрочнение-разупрочнение». На рис. 2б, в видно, что на кинетических кривых локализации деформации можно выделить три стадии: стадию практически постоянной скорости локального пластического течения $(n \geq 0{,}5)$, стадию колебательного «упрочнения-разупрочнения» $(0.5 > n > 0.2)$ и стадию устойчивого разупрочнения $(n < 0.2)$, связанную с образованием макроскопической шейки. Установлено, что колебание локальной деформации сужения в формирующемся очаге макролокализации при $0.5 > n > 0.2$ опережает по фазе колебание локальной деформации удлинения, а на стадии устойчивого разупрочнения при достижении максимальной нагрузки эти колебания становятся синфазными, что сопровождается резким ростом их амплитуды и образованием шейки разрушения. Показано, что наблюдаемые нелинейные колебания локальных продольных и поперечных деформаций в очаге макролокализации происходят взаимосвязано. Действительно, постепенное возрастание роли геометрического фактора приводит к началу формирования сложнонапряженного состояния, обуславливающего появление гидростатической компоненты напряжения в схеме нагружения. В этом случае рост поперечных напряжений приводит к увеличению напряжений течения материала в продольном направлении. По-видимому, увеличение скорости деформации в поперечном направлении в зоне локализации приводит к упрочнению и, как следствие, к торможению дальнейшей локализации поперечной деформации. Это сопровождается ростом скорости локальной продольной деформации, упрочнением, а затем и торможением локализации деформации вдоль оси растяжения. Колебательный процесс взаимосвязанного геометрического «упрочнения-разупрочнения» в очаге макролокализации в поперечном и продольном направлениях продолжается до тех пор, пока колебания не совпадут по фазе. Этот момент определяет начало формированием шейки разрушения образца.

Таким образом, с помощью методов спеклинтерферометрии и профилирования поверхности показано, что возникновение колебательной неустойчивости на параболической стадии пластического течения сплавов циркония связано с началом локального неоднородного изменения геометрии деформируемого образца, являющимся предвестником формирующейся шейки. Этот процесс начинается на параболической стадии со значением показателя параболичности $n < 0{,}5$ и далее сопровождается поэтапным снижением показателя параболичности. Установлен нелинейный характер накопления локальной деформации в очагах макролокализации как в продольном, так и в поперечном направлениях, при этом кинетика периодического процесса «упрочнение-разупрочнение» определяется колебательным изменением максимальных поперечных и продольных напряжений в очаге макролокализации.

Список литературы

1. Полетика Т.М., Нариманова Г.Н., Колосов С.В. // ЖТФ. 2006. Т.76. Вып.3. С.44-49.
2. Полетика Т.М., Пшеничников А.П. // ЖТФ. 2009. Т.79. Вып.3. С.54-58.

СТРУКТУРНЫЕ ЭФФЕКТЫ В СТАЛИ У8, ОБРАБОТАНОЙ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ПОТОКОМ ЧАСТИЦ НИТРИДА ТИТАНА

Петров Е. В.[1], Кирсанов Р. Г.[2], Кривченко А. Л.[3]

[1] Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г.Черноголовка, Россия,
petrow-ewgeni@mail.ru
Самарская государственная сельскохозяйственная академия, п.Усть-Кинельский, Россия.
[3] Самарский государственный технический университет, г.Самара, Россия.

По своей природе структурные эффекты в приповерхностных слоях мишеней, сопровождающие явление сверхглубокого проникания дискретных частиц, близки к изменениям, происходящим при нанесении детонационных покрытий, так как природа физических процессов при явлении сверхглубокого проникания и формировании детонационных покрытий имеет некоторые общие черты, связанные с взаимодействием потока частиц с поверхностью твердого тела.

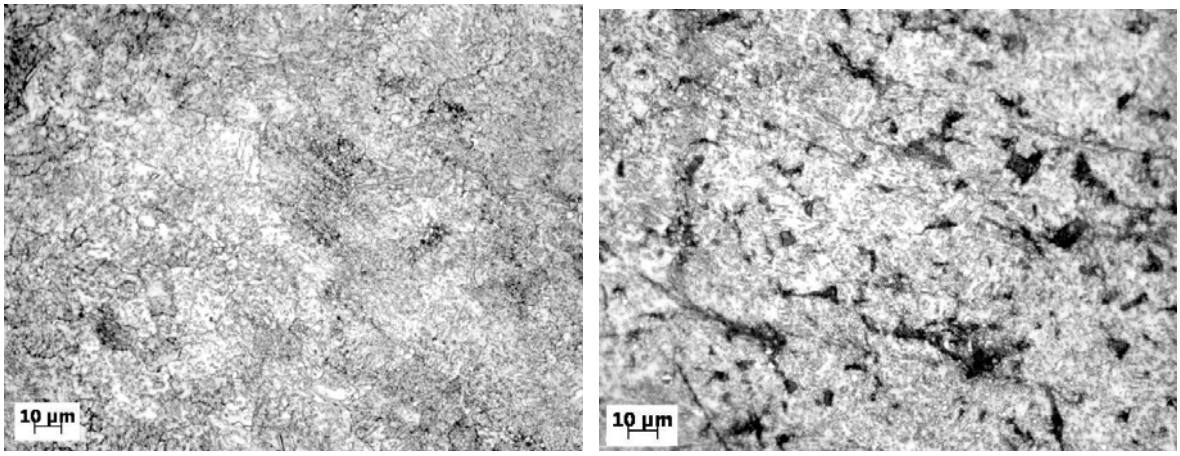
При детонационном напылении поверхность преграды при ударном воздействии частиц теряет устойчивость и приобретает сложный волнообразный профиль с наличием выступов и впадин. Характер взаимодействия потока частиц с поверхностью, существенно зависит при прочих равных условиях от концентрации частиц, одновременно контактирующих с преградой. Коллективное действие потока частиц проявляется в формировании единого фронта воздействующей волны. Толщина подповерхностного, поврежденного ударной волной слоя увеличивается с ростом скорости, размера и концентрации частиц в потоке [1]. Оба процесса являются сложным комплексом взаимосвязанных явлений, включающих газодинамические, механические, химические и другие аспекты.

Локальный нагрев микрозоны ударного взаимодействия твердой частицы на поверхности образца, происходит в результате перехода кинетической энергии частиц порошка в тепло. Предполагая, что удар твердой частицы под углом соударения к поверхности образца 90^0 совершается мгновенно, а теплообмен зоны удара с окружающей средой и металлом частицы (практически) отсутствует и можно считать, что вся энергия остановившейся частицы переходит в тепло. При высоких скоростях соударения частиц с преградой, не подвергаемой предварительному нагреву достигается высокая прочность сцепления получаемых покрытий и нагрев до температур, при которых возможно протекание обратимых $\alpha \rightarrow \gamma$ превращений, об этом же свидетельствуют результаты работ [2], хотя температура, полученная в этой работе ниже (700 – 800) ^{0}C.

В углеродистых сталях форма карбидов обусловлена главным образом температурой отжига. При повышенном нагреве во время отжига образуется пластинчатый перлит вследствие растворения большего числа карбидов и уменьшения возможных центров кристаллизации, а также из-за роста зерна аустенита. К образованию пластинчатого перлита, даже при небольшом перегреве, более чувствительны стали близкие к эвтектоидным и имеющие мало избыточных карбидов. Дисперсность перлита зависит от условий охлаждения и выдержки ниже A_1 и от состава стали. При замедленном охлаждении или длительной выдержке при более высокой температуре усиливается коагуляция карбидов, и они становятся крупнопластинчатыми. При повышенной скорости охлаждения или выдержке при более низких температурах структура перлита точечная.

Для разделения эффектов действия только ударной волной и потока частиц, разогнанных ударной волной, металлографическое исследование проводилось как для образцов обработанных потоком частиц нитрида титана, так и обработанных только ударной волной. Масса, тип ВВ и схема обработки для всех образцов были одинаковые. Исследование проводилось на универсальном металлографическом микроскопе проходящего света Axiovert 200 MAT. Образцы разрезались по оси направления удара.

На рис. 1 представлены фрагменты микроструктуры образцов на глубине 2 мм от поверхности обработки, с углом соударения между нормалью ударной волны и поверхностью образца 45^0, обработанного потоком частиц нитрида титана. Микроструктура состоит из зернистого феррита, на фотографии это белые вкрапления, а по границам и внутри зерна феррита карбид железа. Вытянутые зерна в виде пластинок, представляют собой пластинчатый перлит. Как видно на рис. 1,*б* на глубине 2 мм, от поверхности обработки в образце, обработанного порошком TiN, наблюдается большое количество следов от частиц, на фотографиях это вкрапления черного цвета. В образце, обработанного только *УВ* (рис. 1,*а*.) такие следы отсутствуют. Это говорит о том, что они создаются при обработке высокоскоростным потоком частиц и являются микроканалами. Действие ударной волны на микроструктуру образца, не вызывает изменений. Микроструктуру стали можно оценить по шкале оценки микроструктуры (перлита) инструментальной нелегированной стали. Шкала включает 10 эталонов (в баллах) возможных микроструктур стали с разным содержанием зернистого и пластинчатого перлита (по площади) ГОСТ 1435-99. Баллы 1 и 2 отвечают стали с точечным перлитом, баллы 3 – 6 стали с зернистым перлитом, баллы 7 – 8 с менее однородным крупнозернистым перлитом и баллы 9 – 10 с пластинчатым перлитом [3]. Таким образом, микроструктура стали на рис. 1 оценивается на 4 балла – содержание зернистого перлита от 80 % до 100 %.

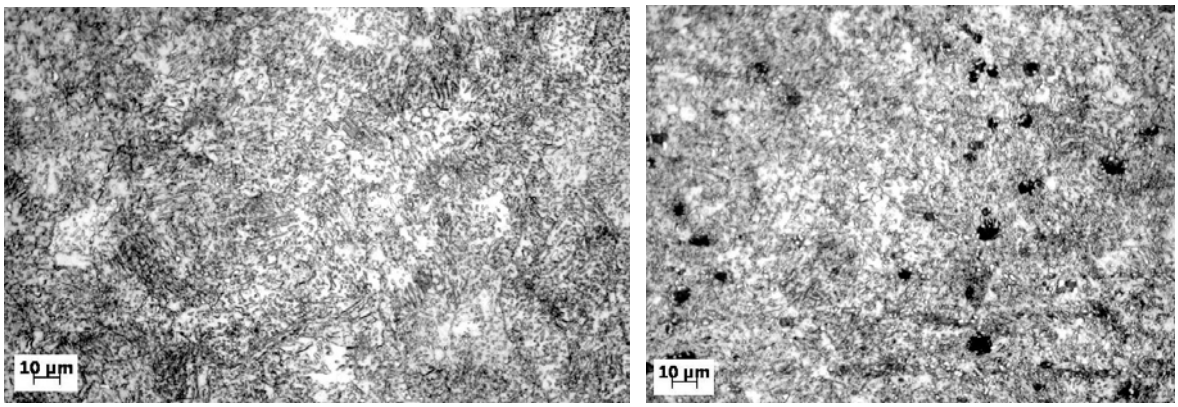


а) Образец, обработанный только УВ. *б*) Образец, обработанный только TiN.

Рис. 1. Фрагменты микроструктуры образцов из стали У8 на глубине 2 мм от поверхности обработки (с углом соударения между нормалью ударной волны и поверхностью образца 45^0).

На рис. 2 представлены фрагменты микроструктуры образцов, на глубине 15 мм от поверхности обработки. Как видно на рис. 2,*а* и 2,*б* количество и размеры следов от частиц уменьшаются, по сравнению с глубиной 2 мм для этих образцов. Это свидетельствует о том, что взаимодействие потока частиц с образцом приводит к уменьшению размеров частиц – происходит дробление частиц при ударе и оплавление их поверхности при движении в образце. Анализируя рисунок 2,*б* следует отметить, что на глубине 15 мм от поверхности обработки имеются следы, которые

свидетельствуют о присутствии на этой глубине частиц порошка. На рис. 2,а представлен образец, обработанный только *УВ*, на котором видно увеличение количества пластинчатого перлита. По шкале оценки микроструктуры (перлита) инструментальной нелегированной стали оценивается на 8 баллов – содержание крупнопластинчатого перлита составляет от 10 % до 50 %. Микроструктура образца, обработанного только *УВ* на данной глубине очень похожа на микроструктуру исходного образца стали У8.



а) Образец, обработанный только УВ. *б*) Образец, обработанный только TiN.

Рис. 2. Фрагменты микроструктуры образцов из стали У8 на глубине 15 мм от поверхности обработки (с углом соударения между нормалью ударной волны и поверхностью образца 45^0).

Из выше сказанного следует, что проведенные исследования микроструктуры образцов, обработанных потоком частиц нитрида титана, разогнанных энергией взрыва, показали, что проникание частиц сопровождается изменением строения перлита в объеме образцов от зернистого до крупнопластинчатого, вплоть до глубины 15 мм от поверхности обработки. На данной глубине микроструктура обработанных образцов не отличается от микроструктуры исходного образца стали У8.

1. Беликова А.Ф., Булаев А.М., Буравова С.Н., Киселев Ю. Н., Миронов Э.А. Динамика формирования детонационных покрытий. // Физика химия обработки материалов, 1989. - №4. – С. 100–166.
2. Марутьян С.В., Бойко И.А., Голубев А.И. Активизация поверхности стали путем ее ударной обработки. // Физика и химия обработки материалов, 1988. – №2. – С.74-78.
3. Геллер. Ю.А. Инструментальные стали // 4-е изд. - М.: Металлургия, 1975. - 584с.

ДВУМЕРНОЕ КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Сафиуллин А. Р.[1], Ахунова А. Х.[2], Дмитриев С. В.[3]

Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
[1]d12art@mail.ru, [2]akhunova_a@mail.ru, [3]dmitriev.sergey.v@gmail.com

Задача о поведении слоя противосварочного покрытия (ПСП) в процессе сварки давлением плоского пакета является важной для изучения возможности проникновения ПСП в зону сварки. В этой связи, в данной работе проведено исследование

влияния наличия технологических пазов на проникновение ПСП в зону сварки.

Основной трудностью при проведении данных расчетов является отсутствие достоверных экспериментальных данных о механических свойствах ПСП. В этих условиях представляется естественным провести качественное моделирование, варьируя параметры, описывающие свойства материала покрытия в широких пределах. Основой ПСП являются частички нитрида бора, находящиеся в некоторой связующей субстанции. Нитрид бора имеет температуру плавления 2700 C^o, и, следовательно, при температурах сварки давлением листов из сплава ВТ6, они находятся в твердом состоянии. Можно предположить, что связующий материал выгорает и, таким образом, противосварочный эффект достигается за счет наличия между поверхностями металла микроскопических гранул нитрида бора. ПСП также нередко используется в качестве высокотемпературной смазки, то есть обладает определенной текучестью в этих условиях. Исходя из этих соображений, свойства материала покрытия выбирались в 3 и в 30 раз мягче, чем материала заготовки.

Моделирование проведено в двумерной постановке (плоское деформированное состояние). Для ПСП использовались определяющие соотношения, описывающие упруго-идеально-пластическое тело с пределом текучести, отличающимся от предела текучести титанового сплава. Возможность проникновения ПСП в зону соединения оценивалась по уровню давления со стороны покрытия на зону вблизи контакта свариваемых поверхностей и по уровню давления, действующего между свариваемыми поверхностями вблизи их кромок, контактирующих с ПСП.

Моделирование процесса сварки листовых заготовок проводилось для двух вариантов. На рис. 1 представлены схемы расположения листовых заготовок и ПСП. В первом варианте ПСП наносилось непосредственно на поверхности свариваемых листов (рис. 1, *а*). Во втором варианте на обшивках фрезеровкой были сделаны пазы, которые препятствовали распространению ПСП (рис. 1, *б*). Время сварки составляло 900 с, прикладываемое давление равнялось 2МПа.

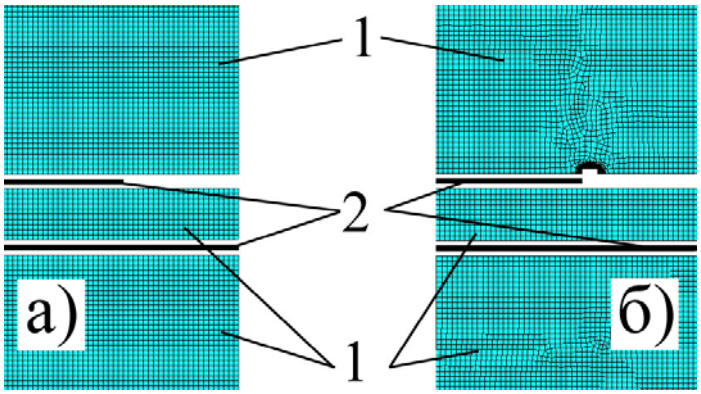


Рис. 1. Схемы сварки давлением двух вариантов: *а*) без пазов и *б*) с пазами. Цифрами обозначены: 1 – листовые заготовки, 2 – ПСП.

Результаты моделирования по первому и второму варианту представлены на рис. 2 и 3, соответственно: исходное положение листов и ПСП (*а*), положение листов и ПСП после сварки, при свойствах ПСП в 3 раза мягче, чем материал заготовки (*б*), положение листов и ПСП после сварки, при свойствах ПСП в 30 раза мягче, чем материал заготовки (в). В обоих случаях, с пазами и без, область, в которой листовые заготовки не свариваются, состоит из двух частей: области проникновения ПСП и области, где ПСП отсутствует, но нет контакта свариваемых поверхностей. И в том и другом случае, соединение начинает образовываться раньше там, где свойства ПСП в 30 раз мягче, чем материал заготовки. Для более жесткого ПСП зона проникновения покрытия меньше, но при этом большей оказывается зона отсутствия контакта

свариваемых поверхностей.

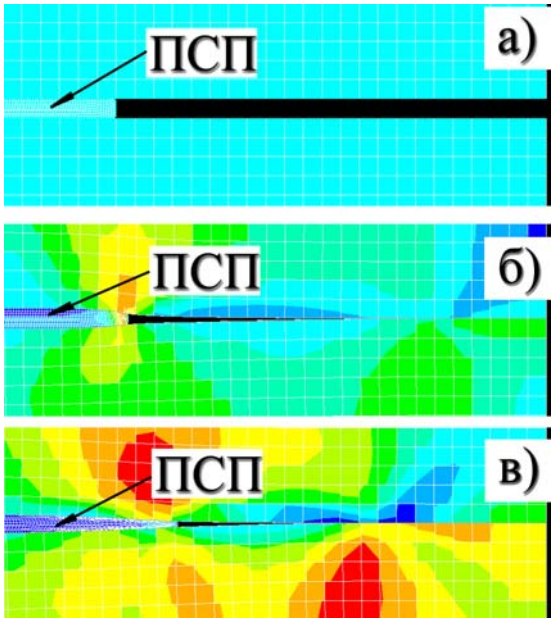


Рис. 2. Моделирование сварки давлением по варианту 1: исходная конфигурация (*а*), материал покрытия в 3 раза мягче, чем материал заготовки (*б*), материал покрытия в 30 раза мягче, чем материал заготовки (*в*).

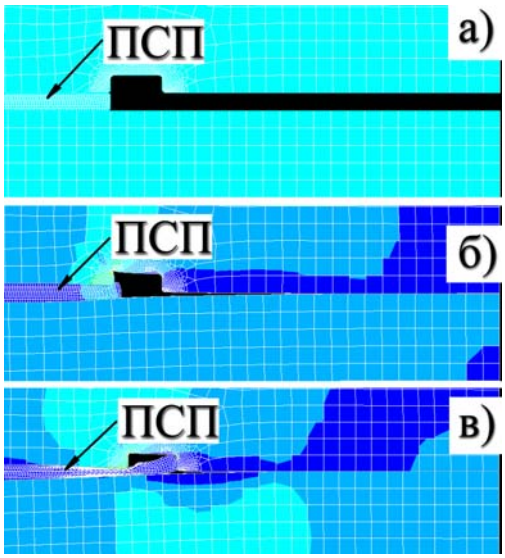


Рис. 3. Моделирование сварки давлением по варианту 2 (с пазами): (*а*) исходная конфигурация, (*б*) материал покрытия в 3 раза мягче, чем материал заготовки, (*в*) материал покрытия в 30 раза мягче, чем материал заготовки

Результаты моделирования позволяют сделать вывод, что при отсутствии пазов ширина области, в которой листовые заготовки не свариваются, может достигать десятка толщин ПСП и более, тогда как при наличии технологических пазов для нанесения ПСП, опасности его проникновения в зону сварки практически отсутствует.

Таким образом, решена задача о поведении ПСП в процессе сварки плоского пакета давлением с целью изучения возможности его проникновения в зону сварки.

ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ОБЛАСТИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР

Сарафанов Г. Ф.

Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А.Благонравова РАН
sarafanov@sinn.ru

Несмотря на успехи, достигнутые в области экспериментальных исследований деформируемых твердых тел, в теоретическом плане остаются во многом неясными отдельные явления, сопровождающие процесс пластической деформации. В частности, это относится к нестабильности пластического течения кристалла в области низких температур [1,2], когда деформация приобретает неустойчивый скачкообразный характер, часто сопровождающейся локализацией пластического течения.

Одной из характерных причин разупрочнения, начиная с работ Коттрела [3], полагают аномальный характер торможения дислокаций (отрицательное трение). В области низких температур такого выраженного механизма нет. Чаще обсуждают две модели, связанные с термопластической неустойчивостью и различными вероятностными подходами к спонтанному формированию дислокационных скоплений [4]. В ряде случаев низкотемпературная нестабильность деформации коррелирует с эффектами локализации дислокационных потоков, т.е. с образованием крупных полос скольжения. Отмечается также, что одной из важных предпосылок возникновения низкотемпературной скачкообразной деформации может служить усиление динамических эффектов в движении дислокаций. В связи с этим, в настоящей работе рассматривается динамическая модель, позволяющая математически предсказать волновой характер пластической деформации.

В основе модели лежит предположение, что динамическое торможение дислокаций лимитируется трением, обусловленным дисперсией дисперсией упругих модулей. Зависимость силы торможения от скорости дислокации получена в следующем виде [5]

$$F(v) = A_0 \frac{b^2 \rho_m c_t^3}{\tau_p v} \ln (1 + k_0^2 \tau_p^2 v^2), \qquad (1)$$

где k_0 – модуль волнового вектора, τ_p – время релаксации дислокационной структуры, c_t – скорость звука, ρ_m – плотность среды, A_0 –коэффициент пропорциональности. Даже при скоростях $v << c_t a/l$ (где a – постоянная решетки, l – линейный размер, характеризующий пространственную дисперсию упругих модулей) величина $k_0 \tau_p v$ может быть порядка единицы, т.е. возможна нелинейная зависимость силы торможения от скорости. Это обстоятельство и учитывается в данной модели.

Процесс пластической деформации в выбранной полосе скольжения можно описать следующей системой уравнений

$$m^*\left(\frac{\partial v}{\partial t} + v\frac{\partial v}{\partial x}\right) = -bA_e \frac{\partial \rho}{\partial x} + \eta \frac{\partial^2 v}{\partial x^2} + b\sigma - F(v), \qquad (2)$$

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x}(\rho v) = 0, \qquad (3)$$

где $\sigma = \sigma_t = const$, а нелинейная функция $F(v)$, имеет характерный $N-$образный вид.

Прямая $b\sigma = b\sigma_t$ может по-разному пересекать кривую $F(v)$. Нас интересует случай, когда пересечение происходит в трех точках, например, v_0, v_1 и v_2 ($v_0 < v_1 < v_2$). Тогда система (2),(3) имеет три состояния равновесия: два устойчивых, соответствующих скоростям $v = v_0$ и $v = v_2$, и одно неустойчивое, соответствующее скорости $v = v_1$.

Для нахождения стационарных бегущих решений системы (2),(3) перейдем к автомодельной переменной $\xi = x - ct$, полагая $v = v(\xi)$, $\rho = \rho(\xi)$. В итоге систему можно свести к краевой, полагая $W = dv/d\xi$ и исключая переменную ρ

$$\eta W \frac{dW}{dv} + m^* \left[c - v - \frac{v_0^2 \beta (c - v_0)}{(c - v)^2} \right] W + F(v) = 0, \tag{4}$$

с граничными условиями $W(v_0) = W(v_2) = 0$.

Тогда апроксимируя $F(v)$ кубичным трехчленом $F(v) = \kappa(v - v_0)(v - v_1)(v - v_2)$, и полагая $W = \delta(v - v_0)(v - v_2)$, находим

$$c = c_{\pm} = V_\delta / 2 + \sqrt{V_\delta^2 / 4 + \beta v_0^2}, \tag{5}$$

$$\delta = \delta_{\pm} = \frac{m^*}{4\eta} \left(1 \pm \sqrt{1 + 8\eta\kappa / m^{*2}} \right), \tag{6}$$

где $V_\delta = v_1 + (\delta\eta / m^*)(v_0 + v_2 - 2v_1)$.

Так как вид волновых решений зависит от параметра δ, то как следует (5),(6) существует два вида уединенных волн, соответствующих двум значениям параметра δ ($\delta_+ > 0,\ \delta_- < 0$) и имеющих различные скорости распространения фронтов c_+ и c_-. Определим профиль этих волновых решений. Интегрируя $W = dv/d\xi = \delta(v - v_0)(v - v_2)$, находим

$$v(x,t) = v_0 + (v_2 - v_0) \left[1 + C_0 \exp\left(z_\delta \frac{x - ct}{\Lambda_\delta} \right) \right]^{-1}, \tag{7}$$

где $\Lambda_\delta = |\delta(v_2 - v_0)|^{-1}$ – характерная ширина фронта волны, $z_\delta = |\delta| / \delta$, C_0 – константа интегрирования.

Из вида решения (7) следует, что положительному значению $\delta = \delta_+$ соответствует волна переключения из состояния v_0 в состояние v_2 (волна разупрочнения), а отрицательному ($\delta = \delta_-$) – волна перепада из состояния v_2 в состояние v_0 (волна упрочнения). Ширина фронта волны разупрочнения при $\eta \to 0$ стремится к нулю, так как в этом случае $\Lambda_+ \cong 2\eta / m^* (v_2 - v_0)$, в то время как для волны упрочнения имеем $\Lambda_- \cong m^* / \kappa(v_2 - v_0)$. Поэтому в этом случае $\Lambda_- > \Lambda_+$.

Рассмотрим теперь возможные волновые картины, которые возникают в рамках полученных решений (11). Пусть в начальный момент времени в некоторой области Ω полосы скольжения возникло возмущение плотности дислокаций $\rho(x,0)$ ($x \in \Omega$). Возникшие при этом поля внутренних напряжений $\sigma_{\text{int}} \sim \partial\rho / \partial x$ создают в области Ω возмущения скорости $v(x,0) \approx v_2$. Тогда от правой границы возмущения начнет распространятся со скоростью $c = c_+$ волна разупрочнения, а от левой со скоростью $c = c_-$ волна упрочнения.

Оценим скорость распространения фронта волны разупрочнения. Полагая, что движение дислокаций носит нерелятивистский характер, т.е. скорость дислокаций v много меньше скорости звука c_t, для параметра β имеем $\beta = bA_e\rho_0/m^*v_0$. Откуда следует, что параметр β может быть достаточно большой величиной. Соответственно скорость уединенной волны согласно (9) стремится к значению $c \sim c_t > v$, т.е. растет с увеличением плотности дислокаций в полосе скольжения как $\sqrt{\rho}_0$. Физически этот результат понятен. Дислокации во фронте волны разупрочнения создают большое поле внутренних напряжений $\sigma_{\text{int}} > 0$, которое перебрасывает дислокации из медленного состояния в быстрое и обеспечивает высокое значение фазовой скорости волны переключения, близкое к скорости звука при достаточно большой плотности ρ_0. Аналогичные рассуждения и оценки имеют место для волны упрочнения (при этом $\sigma_{\text{int}} < 0$).

Скорость волны разупрочнения c_+ больше скорости волны упрочнения c_- при условии $v_0 + v_2 - 2v_1 > 0$. В этом случае происходит разбегание фронтов с относительной скоростью

$$\Delta c = c_+ - c_- \cong \frac{\sqrt{1 + 8\eta\kappa/m^{*2}}}{4}(v_0 + v_2 - 2v_1)(1 + 2v_1/\sqrt{\beta}v_0). \qquad (8)$$

В случае $v_0 + v_2 - 2v_1 < 0$ волна разупрочнения не возникает, поскольку гасится волной упрочнения. Таким образом, существует некоторое критическое значение напряжения течения $\sigma = \sigma_c$, соответствующее условию $\Delta c = 0$, ниже которого ($\sigma < \sigma_c$) возмущение затухает и деформирование материала происходит макроскопически гладко без возникновения неоднородных волновых структур. При критическом значении нагрузки ($\sigma = \sigma_c$) становится возможным распространение своеобразного диссипативного солитона, когда передний и задний фронты импульса движутся с одинаковой скоростью $c_+ = c_- = v_1/2 + \sqrt{v_1^2/4 + \beta v_0^2}$. Ширина такого солитона определяется условиями его возникновения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 09-02-97032-р

Список литературы

1. Давиденков Н.Н. Кинетика образования зубцов на диаграммах деформации//ФТТ, 1961, т.3, вып.8, с.2458-2465.
2. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций.-М.:Атомиздат, 1972.- 599с.
3. Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. -М.: Металлургиздат 1958.- 267с.
4. Малыгин Г.А. Самоорганизация дислокаций и локализация скольжения в пластически деформируемых кристаллах// ФТТ, 1995, т.37, N1, с.3-42.
5. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости.-Киев: Наук.думка, 1978.- 220с.

СТОХАСТИЧЕСКИЙ РЕЖИМ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В СПЛАВАХ

Сарафанов Г. Ф.

Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А.Благонравова РАН
sarafanov@sinn.ru

Механика деформирования кристаллических сплавов в некоторой области температур экспериментально обнаруживает особенности в виде "зубцов" на диаграммах деформации $\sigma - \varepsilon$. Это явление, связанное с динамикой процесса деформации, в литературе называют эффектом Портевена-Ле Шателье [1,2].

По-видимому, впервые Н.Н.Давиденков [3] предложил использовать для анализа явлений нестабильности подход теории автоколебаний. В дальнейшем это направление получило свое развитие [4, 5] и др. В частности, Коттреллом [1] было обосновано,что для адекватного описания явления необходимо учитывать в динамике развития неустойчивого процесса пластической деформации особенности динамического старения сплава. В настоящей работе делается попытка дать возможное объяснение ПЛ-эффекту на основе распределенной автоволновой модели, которая в некотором смысле обобщает дискретную модель [4].

Рассмотрим поведение ансамбля дислокаций в полосе скольжения ширины L в рамках системы уравнений [6]. Выберем ось $0x$ в направлении заданной системы скольжения дислокаций. Пусть в полосе скольжения распределение дислокаций можно характеризовать их плотностями $\rho_+(x,t)$ и $\rho_-(x,t)$, причем в равновесии $\rho_+^0 = \rho_-^0 = \rho_0/2$. Обозначим через $v(x,t)$ среднюю скорость дислокаций одного знака (например, положительных). Будем полагать, что отклонение плотности дислокаций от стационарного значения незначительно, тогда процесс пластической деформации в полосе сдвига в режиме активного нагружения можно описать следующей системой уравнений

$$m^*\left(\frac{\partial v}{\partial t} + v\frac{\partial v}{\partial x}\right) = b(\tau + \tau^{int}) - F(v), \tag{1}$$

$$\frac{\partial \tau^{int}}{\partial t} = -\frac{\tau^{int}}{t_a} + \gamma_1 \frac{\partial^2 \dot{\varepsilon}}{\partial x^2}, \quad \frac{\partial \varepsilon}{\partial t} = b\rho_0 v, \tag{2}$$

$$\frac{\partial \tau}{\partial t} = G^*\left[\dot{\varepsilon}_0 - \frac{b\rho_0}{L_p}\int_0^{L_p} v(x,t)dx\right] \tag{3}$$

Уравнение (1) есть уравнение движения, где m^* – эффективная масса дислокации, τ – сдвиговое напряжение в действующей системе скольжения, τ^{int} – поле внутренних напряжений от системы дислокационных зарядов, $F(v)$ – сила торможения на единицу длины дислокации, обусловленная динамическим старением сплавов, имеющая N-образный вид [2]. Полагаем, что внутренние напряжения в системе скольжения в случае поликристалла целиком определяются взаимодействием дислокаций с границами зерен. Соответственно, уравнение (2) учитывает то обстоятельство, что наведенные на границах упругие поля (в соответствии континуальным пределом формулы Баллоу-Билби $\tau^{int} = \gamma_1 \partial_{xx}^2 \varepsilon$) релаксируют вследствие аккомодационных подстроек. Параметр $\gamma_1 \approx \alpha_g G D^2$ служит мерой упругой корреляции зерен ($\alpha_g \approx 1$, D – размер зерна). Уравнение (3) есть уравнение Гилмана-Джонстона для режима активного нагружения [7]. Здесь $\dot{\varepsilon}_0$ – заданная

скорость пластической деформации в полосе скольжения, G^* – эффективный модуль упругости, связанный с жесткостью системы "машина-образец", L_p – длина зоны пластической деформации.

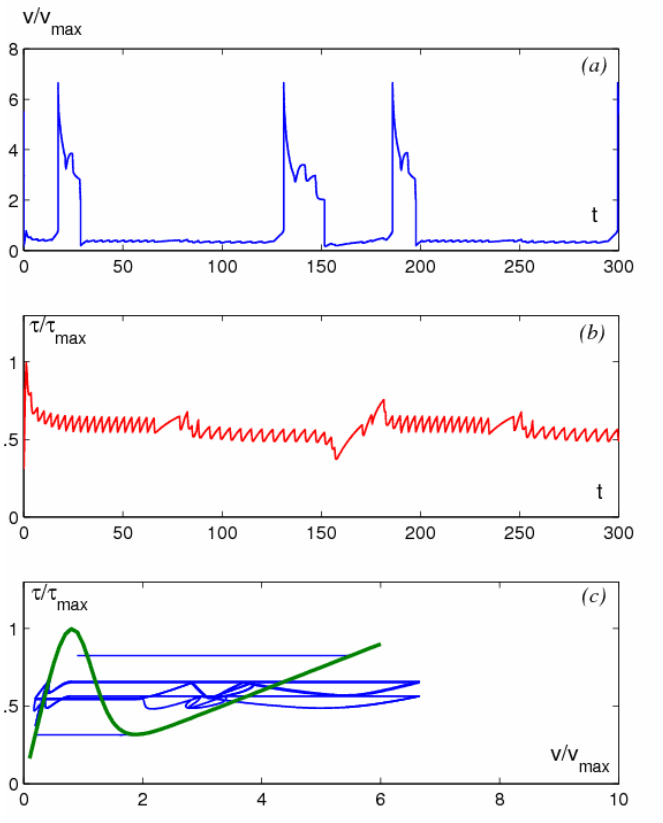


Рис.1. Изменение нагрузки $\tau(t)$ и скорости дислокаций $v(t,x)$ в зависимости от времени и соответствующий фазовый портрет.

Анализ системы (1)-(3) показывает, что кроме однородного стационарного решения $v_0 = \dot{\varepsilon}_0/b\rho_0$, $b\tau_0 = F(v_0)$ другие виды решений появляются, если функция имеет нелинейный N-образный характер, то есть имеется участок с отрицательным трением. Такой вид зависимости силы торможения от скорости дислокации наблюдается в сплавах и обусловлен механизмами взаимодействия дислокаций с атомами растворенного вещества [2, 6].

Численное исследование системы (1)-(3) проводилось после приведения ее к безразмерному виду. Анализ показывает, что динамика системы контролируется следующими безразмерными параметрами

$$\varpi = \frac{G^* b\rho_0 v_t t_0}{\tau_{max}}, \quad K = \frac{\gamma_1 b\rho_0 t_0 v_t}{L_p^2 \tau_{max}}, \quad \gamma_a = t_0/t_a, \qquad (4)$$

где $t_0 = v_t m^*/b\tau_{max}$. Параметры K и γ_a характеризуют, соответственно. жесткость системы образец-машина, упругую корреляцию зерен и интенсивность пластической аккомодации.

Оценки показывают, что интервалы возможных значений параметров велики. Поэтому при выборе этих параметров ограничимся вариантами: $\varpi = 1$, $K = 10^{-6} \div 10^{-3}$ и $\gamma_a = 0 \div 10$. Длина пластической зоны выбиралась равной $L_p = 1\text{m}m$, размер зерна $D = 10\mu\text{m}$. При малых значения $K < 10^{-5}$ в системе реализуется регулярный режим, что соответствует анализу точечной модели. При этом волновая картина распространения возмущений скорости дислокаций $v(t,x)$ в зоне скольжения (или скорости пластической деформации $\dot{\varepsilon} \sim v$) имеет синфазный характер течения (вдоль координаты x).

С увеличением параметра K режим изменения нагрузки и скорости пластической деформации приобретает нерегулярный характер (рис.1). Для случая $\gamma_a = 0,01$, $K = 10^{-5}$ для внутренних напряжений $\tau(t)$ реализуется квазипериодическая последовательность осциллирующих цугов волн, а для $v(x,t)$ – всплески повышенной скорости пластической деформации.

При дальнейшем увеличении K эффекты стохастичности нарастают. С другой стороны, при достаточно больших значениях параметра пластической аккомодации $\gamma_a > 10$, если параметр K увеличить до величины $K = 10^{-3}$, то нерегулярный колебательный режим восстанавливается.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 09-02-97032-р

Список литературы

1. Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах.-М.: Металлургиздат,1958.-267с.
2. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. - М.: Атомиздат,1972. -599с.
3. Давиденков Н.Н. Кинетика образования зубцов на диаграммах деформации// ФТТ.- 1961, т.3, вып.8, с.2458-2465.
4. Лебедкин М.А., Дудин-Барковский Л.Р. Критическое поведение и механизм корреляции деформационных процессов в условиях неустойчивости пластического течения// ЖЭТФ. - 1998, т.113, вып.5, с.1816-1829.
5. Penning P. Mathematics of Portevin-Le Chatelier effect// Acta Metall.-1972, vol.20, vol.10, p.1169-1174.
6. Сарафанов Г.Ф. Волны разупрочнения пластической деформации в кристаллах// Физика твердого тела.- 2001, т.43. вып.2, с.254-260.
7. Yoshinaga H., Morozumi S. A Portevin-Le Chatelier effect expected from solute atmosphere dragging // Philos. Mag. 1971, vol. 23, No.186, p. 1351-1360.

ПИТТИНГОВАЯ КОРРОЗИЯ АУСТЕНИТНЫХ Cr–Mn–Ni–Mo-СТАЛЕЙ С АЗОТОМ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Березовская В. В., Егорова В. Ю., Шестаков А. И.

Уральский Государственный Институт – УПИ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия,
bvv@mtf.ustu.ru

Питтинговая коррозия наблюдается у металлов (никель, цирконий, титан) и сплавов (Cr-, Cr-Ni- и Cr-Mn-N-стали, алюминий и его сплавы) в пассивном состоянии, когда коррозии со значительной скоростью подвержены отдельные небольшие участки поверхности, что приводит к образованию глубоких поражений – питтингов. Такая коррозия встречается в средах, в которых наряду с пассиватором – окислителем присутствуют галоидные анионы (Cl^-, Br^-, I^- и др.) [1].

Испытания на питтинговую коррозию осуществляются химическим и электрохимическим методами. При химическом методе образцы выдерживали при температурах 20 и 50 °С в течение 5 ч в растворе 10%-ного хлорного железа ($FeCl_3*6H_2O$), определяя склонность к питтинговой коррозии. Используются плоские образцы размером 30*50*3 мм, которые перед испытаниями обезжириваются и взвешиваются. По окончании испытаний образцы подвергают визуальному осмотру и повторному взвешиванию. Склонность к питтинговой коррозии определяют как потерю массы металла с единицы поверхности образца в единицу времени – $v_{кор}$, г/(м^2*ч).

При электрохимическом методе на потенциостате снимают анодные поляризационные кривые в 3,5%-ном растворе NaCl, используя цилиндрические образцы с площадью рабочей поверхности 1 см^2. Определяют потенциал питтингообразования $E_{по}$ и потенциал репассивации $E_{рп}$. Запись анодных кривых осуществляют автоматически с началом регистрации при I_A=0. Величину анодного тока постепенно повышают до плотности 2 мА/см^2, а затем уменьшают до нуля. Потенциалы питтингооб-

разования и репассивации определяют при j = 0,1 мА/см^2 соответственно на прямой и обратной ветвях поляризационной кривой и пересчитывают по водородной шкале. Все испытания проводят в соответствии с требованиями ГОСТ 9.912 [2].

Влияние химического состава аустенитных Fe–Cr–Ni–Mn–C–N-сталей на критические температуры питтинговой коррозии возможно оценить и по методике, предложенной в статье [3]. В соответствии с корреляционным уравнением *MARC* = Cr+3,3Mo+20C+20N–0,5Mn–0,25Ni, где *MARC* (Measure of Alloying for Resistance to Corrosion) – степень легированности для обеспечения сопротивления коррозии, и уравнением $t_{к.т.п.т.}$(°C)=3,5*MARC* – 65 определяется критическая температура питтинговой коррозии ($t_{к.т.п.т.}$), выше которой материал склонен к питтинговой коррозии.

На предварительном этапе работы была проведена оценка склонности к питтинговой коррозии по методике [3]. Для этого были использованы 3 марки аустенитных высокоазотистых сталей: 04Х22АГ17Н8М, 07Х20АГ9Н8МФ, 03Х20АГ11Н7М2 в закаленном состоянии, поскольку не учитывалась структура сталей, а только химический состав. Результы расчета критической температуры питтингообразования для указанных сталей показали, что они равны соответственно 39, 25 и 30 °С, что свидетельствует о стойкости 1 и 3 сталей к питтинговой коррозии и о том, что сталь 2 находится на границе устойчивости при комнатной температуре.

На начальном этапе исследования питтинговой коррозии были проведены электрохимические исследования одной из приведенных сталей 03Х20АГ11Н7М2 с целью получения ее электрохимических характеристик: потенциала пассивации $\varphi_п$ и плотности тока в пассивной области $i_{пп}$.

Электрохимические исследования проводили с использованием прибора VoltaLab 10–PGZ 100 с тремя электродами: каломельного электрода сравнения, платинового вспомогательного электрода и рабочего электрода (испытываемого образца), поверхность контакта которого с электролитом составляла около 20 мм^2 в 1*M-HCl* и 3,5%-NaCl растворах. Результаты экспериментов приведены на рис. 1 и 2.

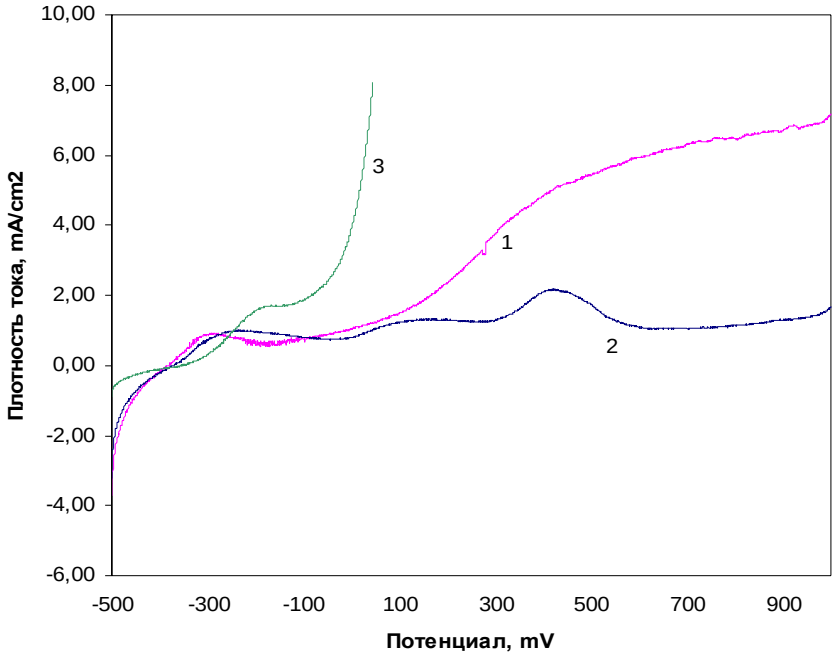


Рис. 1. Кривые анодной поляризации стали в 1М–HCL после: *а* – закалки от 1100 °С, 1 ч в воде, *б* – закалки и старения при 500 °С, 2ч и *в* – закалки и старения при 800 °С, 3 ч.

Полученные кривые анодной поляризации стали после закалки показали, что пассивное состояние ее наблюдается в небольшом интервале потенциалов от -200 до 100 мВ. После старения при 500 °С интервал потенциалов пассивации составил уже от -200 до 900 мВ. При этом на кривой поляризации, снятой в растворе 1М-HCL на-

блюдается два небольших максимума плотности тока при -300 и 400 мВ, которые соответствуют исходному и обедненному в результате выделения нитридов CrN γ-твердому раствору. На кривой, снятой в 3,5%-NaCl наблюдается только одни максимум при 300 мВ, предположительно соответствующий обедненному γ-твердому раствору. Старение при 800 °С, 3 ч, и в том и в другом случае существенно ухудшает коррозионные свойства стали, что выражается в повышении плотности критического тока и критического потенциала, а также в значительном сужении области пассивного состоянии и связано с прерывистым распадом и образованием сигма-фазы.

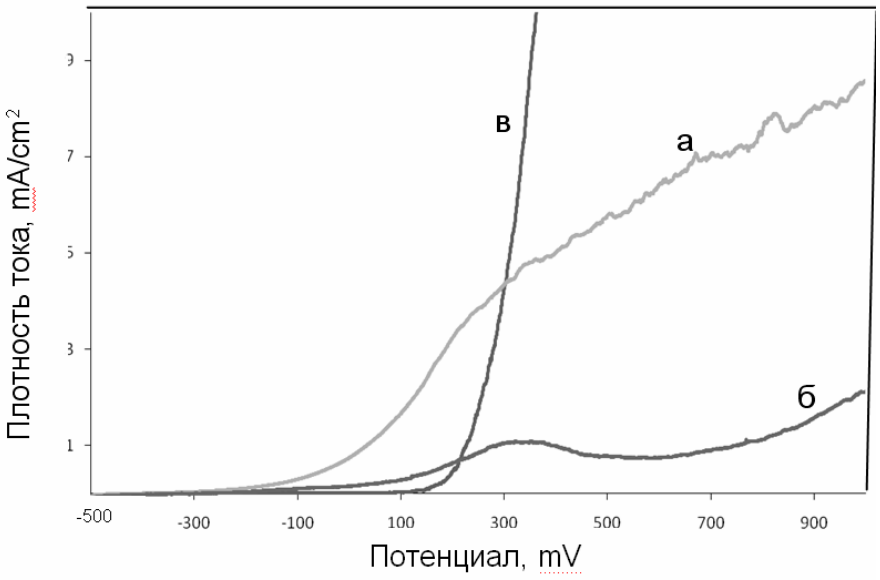


Рис. 2. Кривые анодной поляризации в 3,5%-NaCl: *а* – после закалки от 1100 °С, 1 ч в воде, *б* – после закалки и старения при 500 °С, 2 ч; *в* – после закалки и старения при 800 °С, 3 ч.

Таблица 1. Электрохимические характеристики стали 03Х20АГ11Н7М2

Режим термообработки	Среда испытаний			
	1 М-HCl		3,5%-NaCl	
	$\varphi_п$, мВ	$i_{пп}$, мА/см^2	$\varphi_п$, мВ	$i_{пп}$, мА/см^2
Закалка от 1100 °С	-300	~0,6	300	-
Закалка+старение при 500 °С	-300/400	~0,6	300	~0,6
Закалка+старение при 800 °С	-200	~1,7	-	-

Показано, что старение при 500 °С, не ухудшает, а даже улучшает коррозионные свойства стали, поскольку расширяет пассивную область, по сравнению с закаленным состоянием. Согласно работе [4], нитрид CrN в данном случае действует как эффективный катод в электрохимическом процессе коррозии, повышающий пассивируемость стали.

Список литературы

1. Жук Н.П. Курс теории коррозии и защиты металлов. Учебное пособие. М.: Металлургия, 1976, 472 с.
2. Блинов В.М. Влияние азота на коррозионные и коррозионно-механические свойства стали со структурой азотистого мартенсита. //В.М. Блинов, Г.Ю. Калинин, М.В. Костина, С.Ю. Мушникова, В.И. Попов, А.А. Харьков. / Металлы, 2003, № 4. С. 84-92.
3. Шпайдель М.О. Новые азотсодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью. / МиТОМ, 2005, № 11. С. 9-13.
4. Томашов Н.Д., Чернова Г.П. Теория коррозии и коррозионностойкие конструкционные сплавы: Учебное пособие для вузов. М.: Металлургия, 1993. 416 с.

УДК 669.017:539.376

О ВЛИЯНИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА РАЗЛИЧНОЙ ПРИРОДЫ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ И МИКРОТВЕРДОСТЬ МЕДИ

Котова Н. В., Коновалов С. В., Громов В. Е.

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

Значительная часть реальных металлических конструкций и деталей машин работает в условиях приложения статической и квазистатической составляющих нагрузки и поэтому может деформироваться в процессе эксплуатации по режиму ползучести. Поскольку процессы пластического течения, в том числе и при ползучести, практически во всех физически интересных случаях инициируются поверхностью металла, информация о ее состоянии и его изменениях при всевозможных воздействиях являются необходимыми как с научной, так и с технической точек зрения. Мощным аналитическим методом исследований свойств служат испытания индентированием или микроиндентированием.

Имеющиеся в литературе [1] данные о возможности влияния на механические свойства металлов и сплавов с помощью электрических воздействий приводят к заключению о том, что электромагнитные поля различной модификации могут оказывать существенное действие на показатели прочности и пластичности материалов. В случае своего успешного решения указанная проблема могла бы играть важную роль в разработке устойчивых технологических процессов, связанных с большими пластическими деформациями, например, для процессов обработки металлов давлением (прокатка, ковка, штамповка, волочение).

Цель настоящей работы - изучить влияние электрического потенциала различной природы на ползучесть и микротвердость меди. Актуальность работы определяется важностью всестороннего изучения этого явления и возможности управления ползучестью за счет сравнительно слабых, но эффективных внешних воздействий, не затрагивающих по-видимому структуру и субструктуру материала.

При проведении экспериментов в настоящей работе использовались:

- для испытаний на ползучесть - цилиндрические образцы диаметром 1 мм с длиной рабочей части 200 мм;

- для измерений микротвердости - образцы в виде параллелепипеда с размерами 50×15×15 мм.

Применялись следующие способы воздействия на медь:

- электрическим потенциалом, подаваемым на образец путем подключения к стабилизированному источнику питания;

- контактным потенциалом, возникающим путем подключения образца к металлу с отличной от него электронной плотностью.

В качестве металлов, контактирующих с медью, использовались пластины из Fe, Al, Cr, Ni массой ~1 кг. Контактный потенциал рассчитывался по формуле:

$$\varphi = \Delta A / e = (A_{Me} - A_{Cu}) / e \,, \qquad (1)$$

где A_{Me} – работа выхода электрона из металла, A_{Cu} – то же для меди, e – заряд электрона.

Эксперименты по измерению деформации ползучести производились при напряжении растяжения 48 МПа. Большинство испытаний, за исключением специально оговоренных случаем, проводились при нагрузках на индентор 30 г (0,3 Н). Исследования выполнялись при комнатной температуре. В ходе анализа данных основное внимание уделялось стадии установившейся ползучести, поскольку она характе-

ризуется одним значением скорости деформации. На этом участке кривой ползучести зависимость относительного удлинения от времени описывается линейной функцией:

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 + \dot{\varepsilon} \cdot t \qquad (2)$$

Скорость ползучести образцов $\dot{\varepsilon}$ находилась дифференцированием этой функции и определялась при обработке кривых ползучести, полученных в ходе эксперимента. С помощью специально разработанной компьютерной программы [2] с точностью ~0,03 производилось отыскание линейного участка кривой и выбор адекватно описывающей его функции. При дальнейшем анализе сравнивались параметры при заряжении поверхности образца и без него, рассчитывались их относительные изменения по формулам:

$$\Delta\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon} = (\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_\varphi) / \dot{\varepsilon} \qquad (3)$$

$$\Delta H / H = (H - H_\varphi) / H \qquad (4)$$

где $\dot{\varepsilon}_\varphi$ – среднее значение скорости ползучести меди при воздействии, $\dot{\varepsilon}$ – среднее значение скорости ползучести меди без воздействия, H_φ – среднее значение микротвердости меди при воздействии, H – среднее значение микротвердости меди без воздействия. По экспериментальным данным построены графики, представленные на рис. 1 и 2.

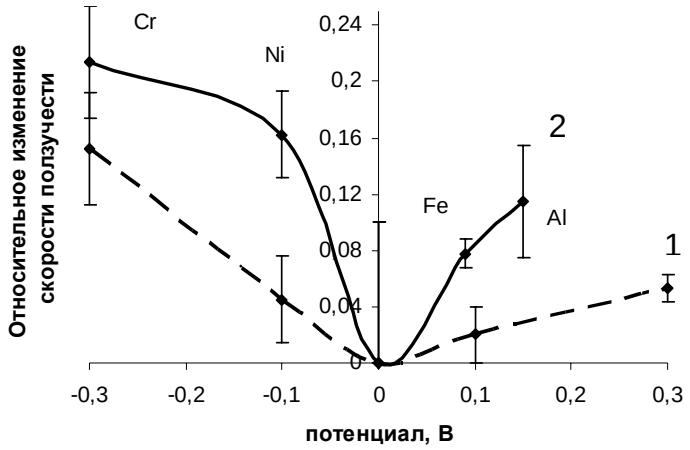


Рис. 1. Зависимость относительного изменения скорости ползучести от приложенного потенциала.
1 – подключение к стабилизированному источнику питания;
2 – подключение к металлу с иной работой выхода электрона

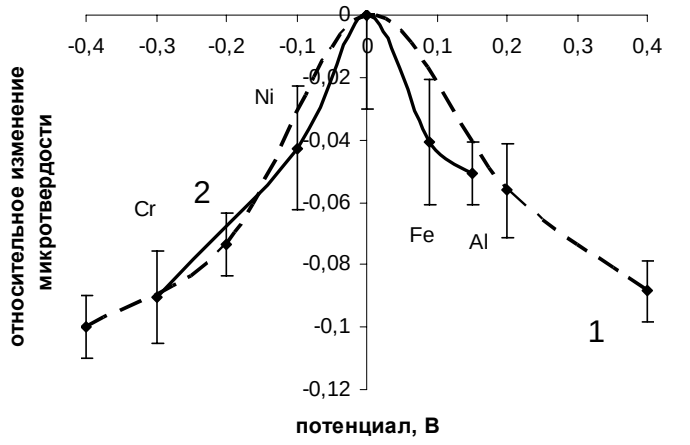


Рис. 2. Зависимость относительного изменения микротвердости от приложенного потенциала
1 – подключение к стабилизированному источнику питания;
2 – подключение к металлу с иной работой выхода электрона

Из рис. 1 и 2 видно, что эффект не зависит от знака потенциала, иначе говоря, явно квадратичен по электрическому полю. Установлено, что характер кривых, полученных при любом из указанных способов электрического заряжения меди, подобен. Изменения относительной скорости ползучести и микротвердости для случаев наложения электрического потенциала и присоединения дополнительного металла

аналогичны. При этом следует отметить, что рост микротвердости, соответствующий некоторому снижению пластических свойств, вызывает уменьшение скорости ползучести.

Рассмотрим причины полученного эффекта. Одна из них, возможно, связана изменением плотности поверхностной энергии меди. Его расчет и проверка с помощью уравнения Липпмана [3], приводят к значению $\Delta\gamma \approx 10^{-9}$ Дж/м^2. Эта величина пренебрежимо мала по сравнению с уровнем этой величины, характерным для металлов в обычном состоянии. Это означает, что подобное изменение не может быть непосредственно ответственным за наблюдаемые эффекты. Другое предположение связано с тем обстоятельством, что в атмосферных условиях на поверхности металла могут адсорбироваться слои сложного состава [3], что может существенно влиять на зарождение дислокаций и развитие элементарных актов пластического течения именно в поверхностном слое, контролирующем пластичность твердого тела

В таком случае электрические эффекты, описанные в настоящей работе, могут быть связаны с химическими изменениями поверхностного слоя металла, вызванного поляризацией самопроизвольно возникающего на его поверхности тонкого слоя электролита и, возможно, процессами растворения-осаждения основного металла в этом слое.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №П411)

Список литературы

1. Коновалов, С.В. О влиянии контактной разности потенциалов и электрического потенциала на микротвердость металлов [Текст] / С.В. Коновалов [и др.] // Физика твердого тела. - 2009. - Т. 51, № 6. - С. 1077 - 1080
2. Коновалов, С.В. Автоматизированная установка для регистрации и анализа ползучести металлов и сплавов [Текст] / С.В. Коновалов [и др.] // Заводская лаборатория. Диагностика материала. - 2007. – Т. 73, № 8. – С. 64-66
3. Гохштейн, А.Я. Поверхностное натяжение твердых тел и адсорбция [Текст] / А.Я. Гохштейн - М.: Наука, 1976. - 400 с.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕДИ

Конькова Т. Н. *, Миронов С. Ю. *,, Корзников А. В. ***

**Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
***Университет Тохоку, Департамент Обработки Материалов, Высшая Школа Инженеров, Сендай, Япония*
konkova_05@mail.ru

Разработка и получение металлов и сплавов с размером зерен в десятые и сотые доли микрометра (субмикро- и нанокристаллов) с заданными физико-химическими свойствами является важной проблемой современного материаловедения [1]. В последнее время был проведен ряд попыток использования криогенной деформации для измельчения размера зерен [2-4], причем большая часть этих работ была выполнена на высокопластичной меди. Представляется актуальным подробное изучение микроструктуры после криогенной деформации, а также механизмов ее

формирования. Данная работа была направлена на тщательную аттестацию микроструктуры меди, подвергнутой различной степени низкотемпературной деформации. Для аттестации микроструктуры был привлечен относительно новый метод автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) [5].

Материал и методика эксперимента. В качестве материала исследования использовалась технически чистая (99.9%) медь марки М1. Горячекатаный пруток был разрезан на части диаметром 40 мм и длиной 70 мм и подвергнут мультиосевой деформации в интервале температур 500-300°С. Полученный материал характеризовался средним размером зерен ~ 1.7 мкм, долей большеугловых границ ~ 59% и слабой "текстурой куба", был принят в качестве исходного.

Для низкотемпературной осадки использовались цилиндрические образцы диаметром 24 мм и высотой 60 мм. Образцы, предварительно помещенные в оболочку из стали Ст20 с толщиной стенки 8 мм, охлаждались в контейнере с жидким азотом, затем подвергались осадке на гидравлическом прессе ПА-2638 при начальной скорости деформации ~ $6x10^{-3}$ c^{-1}. Степень деформации составляла 88% по высоте, что примерно соответствует истинной деформации e ~ 2.2. При описании процесса осадки использовалась система координат, включающая в себя направление осадки (НО) и радиальное направление (РН).

С целью изучения влияния изменения пути деформирования на измельчение микроструктуры была использована комбинированная низкотемпературная деформация по схеме "осадка + "abc" деформация". Образцы для второй стадии деформации имели призматическую форму и размеры 8x6x6 $мм^3$, вырезались из центральной (наиболее деформированной) части осаженных заготовок. Эксперимент проводился в среде жидкого азота на гидравлическом прессе EU-100 посредством последовательных операций сжатия примерно на 45% по высоте вдоль трех ортогональных осей образца. Начальная скорость деформации составляла ~ 10^{-3} c^{-1}. В общей сложности образцы были подвергнуты 10 осадкам; накопленная истинная деформация была оценена как e ~ 8.2. При описании процесса "abc" деформации использовалась система координат, включающая в себя направление осадки (НО) и поперечное направление (ПН).

Все микроструктурные исследования осуществлялись при комнатной температуре. Аттестация микроструктур осуществлялась посредством EBSD. EBSD-анализ проводился при помощи программного обеспечения TSL OIM™, установленного на сканирующем электронном микроскопе с полевым катодом Hitachi S-4300SE.

Результаты и обсуждение

Морфология микроструктуры и размер зерен. Высокоразрешающие EBSD карты микроструктур после криогенной деформации, снятые с шагом сканирования 25–50 нм, приведены на рис. 1. Малоугловые границы (МУГ) обозначены тонкими серыми линиями, а большеугловые границы (БУГ) – толстыми темными линиями. Несмотря на довольно большие степени деформации, НК диапазон размеров зерен не был достигнут. Как следует из рис. 1, микроструктура, в первом приближении, может быть описана как совокупность относительно крупных (до нескольких мкм) и мелких (< 1мкм) зерен; в некоторых случаях имеет место "структура ожерелья". Морфология структуры косвенно свидетельствует о протекании частичной рекристаллизации в ходе/после криогенной деформации. Геометрический эффект (в соответствии с которым зерна деформируются как и весь образец в целом), по-видимому, играет существенную роль в формировании структуры при криогенной деформации. МУГ характеризуются небольшим углом разориентировки, а большеугловые сегменты субграниц встречаются очень редко.

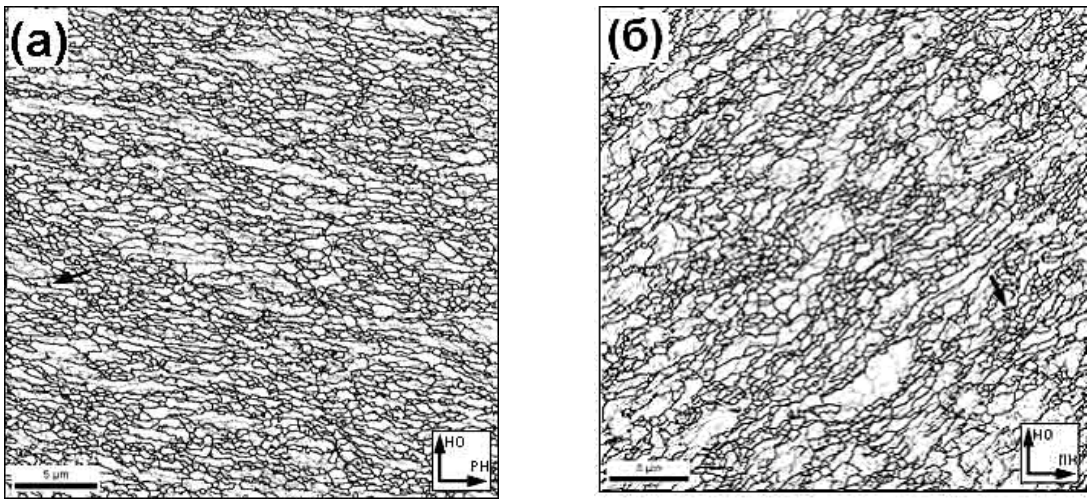


Рис. 1. EBSD карты микроструктуры после низкотемпературной деформации: (*а*) осадка в оболочке, (*б*) осадка + “abc” деформация.

По-видимому, процесс фрагментации развивался не интенсивно. В микроструктуре отмечается наличие двойников. Однако их удельная доля не высока, что свидетельствует о малозначительной роли этого механизма в формировании микроструктуры. Обобщая вышесказанное, можно предположить, что формирование структуры в ходе/после криогенной деформации, в целом, контролируется сочетанием геометрического эффекта деформации с процессами рекристаллизации, фрагментации и двойникования.

Спектр разориентировок границ зерен. Спектры разориентировок границ зерен характеризуются ярко выраженным малоугловым максимумом (рис. 2), доля БУГ не превышает 52%. В соответствии с работой [6], повышенное содержание МУГ может быть чревато аномальным ростом зерен при повышенных температурах.

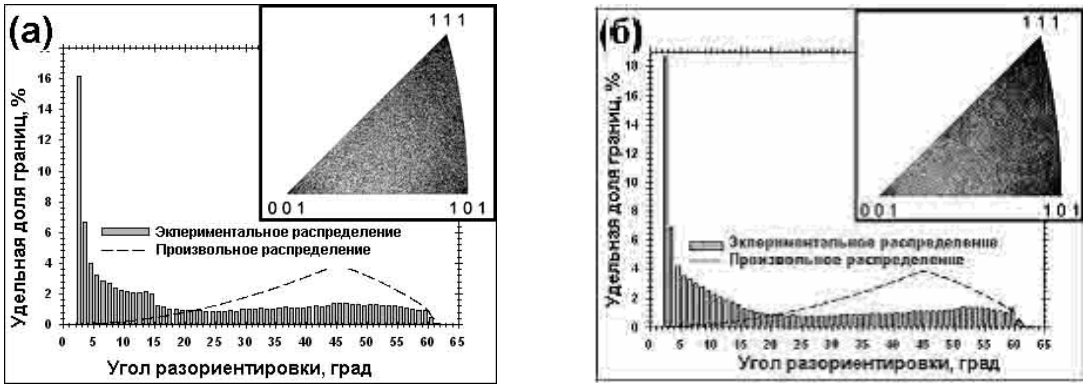


Рис. 2. Спектры разориентировок границ зерен в материале после низкотемпературной деформации: (*а*) осадка в оболочке, (*б*) осадка + “abc” деформация.

Текстура. Текстурные данные, полученные с криогеннодеформированных образцов методом EBSD-анализа, свидетельствуют об образовании в обоих случаях обычной аксиальной текстуры, в которой кристаллографическое направление <110> тяготеет к оси осадки. Формирование вполне обычных текстур позволяет заключить, что основным механизмом пластического течения в условиях эксперимента было, по-видимому, обычное для ГЦК металлов {111}<110> дислокационное скольжение.

Выводы. В данной работе оценивалась возможность формирования НК структуры в меди в результате низкотемпературной деформации. На основе работы сформулированы следующие выводы.

1) К числу характерных черт микроструктур, сформировавшихся в результате низкотемпературной деформации, можно отнести наличие небольшой фракции рекристаллизованных зерен, высокую долю МУГ (~ 50%), небольшое содержание двойников и относительно слабую текстуру.

2) Резкое изменение пути деформирования в криогенных условиях посредством комбинирования осадки в оболочке с последующей “abc”-деформацией не способствует интенсификации процесса измельчения микроструктуры.

Авторы благодарны профессору Салищеву Г.А. за идею данного исследования. Они также очень признательны к.т.н. Галееву Р.М. и к.т.н. Валиахметову О.Р. за осуществление горячей “abc” деформации, а также к.ф.-м.н. Даминову Р.Р. за помощь в проведении криогенной осадки.

Список литературы

1. Валиев Р.З, Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. - М.: Логос, 2000. 272 с.
2. Y. Huang, P.B. Prangnell, The effect of cryogenic temperature and change in deformation mode on the limiting grain size in a severely deformed dilute aluminium alloy, Acta Mater. 56 (2008) 1619–1632.
3. Y.S. Li, N.R. Tao, K. Lu, Microstructural evolution and nanostructure formation in copper during dynamic plastic deformation at cryogenic temperatures, Acta Mater. 56 (2008) 230–241.
4. Y. Zhang, N.R. Tao, K. Lu, Mechanical properties and rolling behaviors of nano-grained copper with embedded nano-twin bundles, Acta Mater. 56 (2008) 2429–2440.
5. F.J. Humphreys, Characterisation of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD), Scripta Mater. 51 (2004) 771–776.
6. Humphreys F.J. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of the cellular microstructures – I. The basic model, Acta mater. 45 (1997) 4231-4240

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ С ТОКОМ И ОТЖИГЕ В ПРУТКЕ СПЛАВА TiNi

Потапова А. А.[1], Столяров В. В.[1,2], Реснина Н.Н.[3], Беляев С.П.[3]

[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
ls3216@yandex.ru
[2]Московский государственный индустриальный университет, Москва, Россия
[3] Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

Известно, что интенсивная пластическая деформация никелида титана приводит к резкому измельчению структуры до формирования наноразмерных зерен и частичной аморфизации [1]. Для повышения деформируемости объемных материалов применяется метод электропластической деформации (ЭПД), в котором электроимпульсное воздействие обеспечивает измельчение структуры до наноразмеров [2]. Электропластическая прокатка (ЭПП) полосы TiNi сплава может применяться для получения аморфной, нанокристаллической и ультрамелкозернистой структур [3]. Деформирование в сочетании с импульсным током приводит не только к резкому измельчению структуры, но и оказывает влияние на фазовый состав, характеристические температуры мартенситных превращений [4]. Отжиг сильнодеформированного сплава приводит к возникновению наноструктуры [5,6]. Большинство ис-

следований влияния тока на структуру TiNi приведено для полосы [3,4,7]. В связи с этим, представляет интерес определение влияние ЭПП и последующего постдеформационного отжига (ПДО) на структурные особенности прутка сплава TiNi.

Пруток сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ в исходном состоянии имел размеры: ∅6.1x135 мм. Для гомогенизации сплава пруток был нагрет до 750ºС, выдержан в течении 1 ч и закален в воду. Структура закаленного прутка представляет собой аустенитную B2-фазу с размером зерен 30-60 мкм. Прокатка с применением импульсного тока велась на двухвалковом прокатном стане в калибрах. Прокатный стан оборудован генератором импульсного тока ГИТ. Прокатку вели при комнатной температуре со скоростью 5 см/с в пошаговом режиме при регулируемом разовом обжатии по толщине (~ 25 мкм). После каждого шага прокатки образцы выдерживали на воздухе или охлаждали в воде. Прокатку выполняли при плотности однополярного импульсного тока j = 90±5 А/мм^2, длительности импульса 80x10^{-6}с. Микроструктура была изучена методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM-100B. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на установке METTLER TOLEDO DSC822 при скоростях нагрева и охлаждения 10 °С/мин в интервале температур -100 +100 °С изучали влияние ЭПП + ПДО на последовательность и характеристические температуры мартенситных превращений.

Фазовый состав сплава при комнатной температуре после деформации соответствует аустенитной B2-фазе. До деформации в закаленном сплаве реализуется одностадийное как прямое B2 → B19', так и обратное B19'→ B2 превращения. Электропластическая деформация оказывает влияние на стадийность прямого мартенситного превращения (рис.1). По сравнению с одностадийным B2 → B19' превращением при охлаждении в закаленном состоянии, после ЭПД (e=0.4) прямое мартенситное превращение осуществляется в 2 стадии B2 →R→ B19' с образованием промежуточной R-фазы. Обратное превращение при нагреве после ЭПД также реализуется в одну стадию (B19'→ B2). Деформация приводит к смещению температуры начала прямого мартенситного превращения в область более высоких температур и расширению температурной области протекания превращения. Температуры начала обратного превращения при нагреве с увеличением степени деформации, напротив, смещаются в область более низких температур.

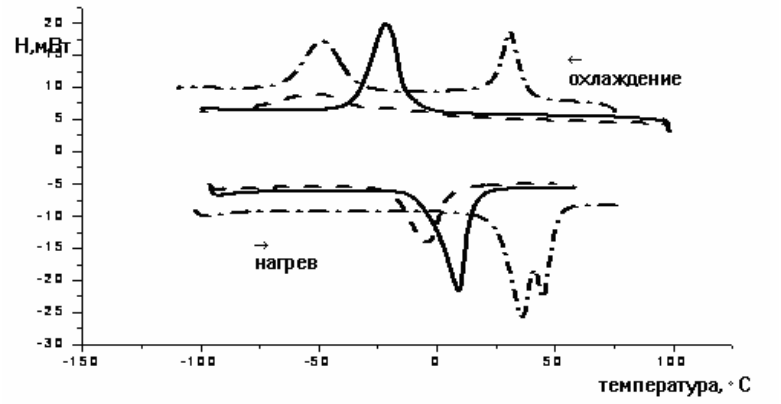
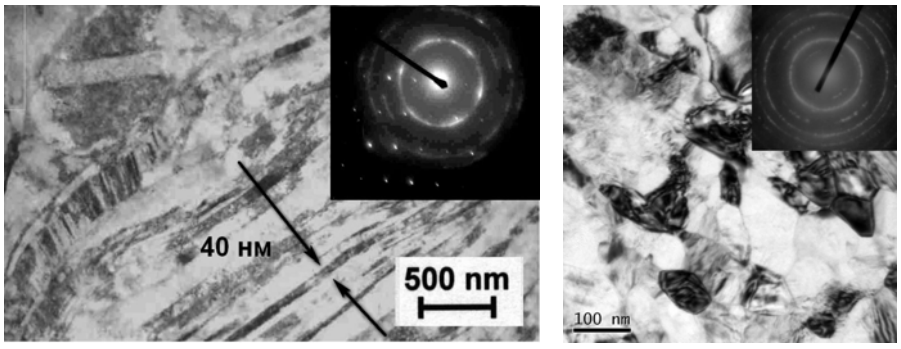


Рис. 1. ДСК-кривые прутка TiNi при охлаждении и нагреве:
— TiNi после закалки
– – – ЭПП e=0.4
– · – · ЭПП e=0.4 + отжиг при 450ºС (1 час)

Отжиг при 450 ºС (1 час) деформированных образцов приводит к обособлению пиков B2 →R и R→ B19' превращений (рис.1). Прямое превращение осуществляется в 2 стадии. Основной фазой TiNi после отжига является R-фаза. Отжиг также приводит к возникновению двухстадийного B19'→ R →B2 обратного превращения при нагреве. Пики обратного превращения необособленны. Повышение степени деформации в отожженном сплаве не оказывает заметного влияния на смещение характеристических температур превращений и вид пиков. После отжига при 450°С все пики превращений характеризуются относительно узким температурным интервалом, что свидетельствует о повышении однородности структуры.

ЭПП прутка сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ приводит к формированию в структуре поперечного сечения деформационных полос, толщина которых с увеличением степени деформации от 0.4 до 1.42 уменьшается с 600 до 40нм (рис.2а). Развивается множественное микродвойникование внутри полос, в результате пересечения двойников структура сильно измельчается. Структура при больших степенях деформации (e>1) характеризуется смесью аморфной и сильно искаженной кристаллической фаз.



а *б*

Рис. 2. Микроструктура и электронограммы прутка после ЭПП: а- e=1.42, б- e=1,42 + отжиг (500°С, 1 час)

Согласно данным ПЭМ, постдеформационный отжиг при 450ºС (1 час) приводит к образованию смешанной полосовой структуры с присутствием нанокристаллических областей при больших степенях деформации (*e*>1). Отжиг при 450°С (1 час) оказался недостаточным для полной рекристаллизации и формирования однородной наноструктуры, равномерно распределенной в объеме материала. В то же время аналогичные исследования в листовом материале [4] показали, что уже при умеренной ЭПП (e=0.7) и при последующем отжиге при 450°С (1 час) формируется наноструктура с размерами кристаллитов порядка 10 нм. Зеренная равноосная наноструктура с размером кристаллитов 40-70 нм формируется в прутке после ЭПП и отжига при 500ºС (рис.2б). ЭПП прутка по сравнению с полосой замедляет кинетику процессов возврата и повышает температуру полной рекристаллизации с 450 до 520ºС.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты 08-08-00497,08-08-92202 и Рособразования, проекты П340 и 2.1.2/385

Список литературы

1. Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Добаткин С.В. и др. // ФММ. 2004. Т. 97. №6. С.84-90.
2. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. // Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства). - 2-х томах. Т.1- Москва – Ижевск.- Институт компьютерных технологий.- 2004.- 590 с.
3. Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Гуртовая И.Б., Прокошкин С.Д. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. №3. С. 40-43.
4. Sergeeva A.E., Setman D., Zehetbauer M.J., Prokoshkin S.D., Stolyarov V.V.// Trans Tech Publications, Materials Science Forum. 2008. V. 584-586. P. 127-132.
5. Юрченко Л.И. и др. // Фазовые переходы, упорядоченные состояния и новые материалы/ Электронный журнал. 2006. №10.
6. Татьянин Е.В. Электронно-микроскопическое исследование деформационно-индуцированной аморфизации в сплавах TiNi: Автореф. Дисс..канд.ф.-м.наук. Троицк,1991.- 19с.
7. Столяров В.В.// Научная сессия МИФИ-2009. Т.III. С.88-91.

КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СТРУКТУР В АЛЮМИНИИ, ПОЛУЧЕННЫХ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ СКОРОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Банников М. В., Баяндин Ю. В., Ляпунова Е. А., Уваров С. В., Наймарк О. Б.

ИМСС УрО РАН, Пермь, Россия
lyapunova@icmm.ru

Разработка методики количественной оценки морфологии поверхности является одним из наиболее интенсивно развиваемых направлений структурного анализа. Это связано с тем, что состояние поверхности материала полностью определяется его внутренней структурой, и, как следствие, характером его отклика на внешнее воздействие, что обуславливает высокую прикладную значимость структурных исследований.

Исследование структурного скейлинга является актуальной задачей для многих научных направлений. К ним относятся изучение морфологии поверхностей разрушения различных материалов, включая горные породы, стеклообразные системы, керамики, металлы и сплавы и др. Перспективным является анализ структурного скейлинга при описании нелинейных процессов, происходящих при пластической деформации металлов и сплавов, где коллективный характер эволюции дефектной подсистемы обуславливает появление новых масштабов, отвечающих длиннокорреляционным взаимодействиям.

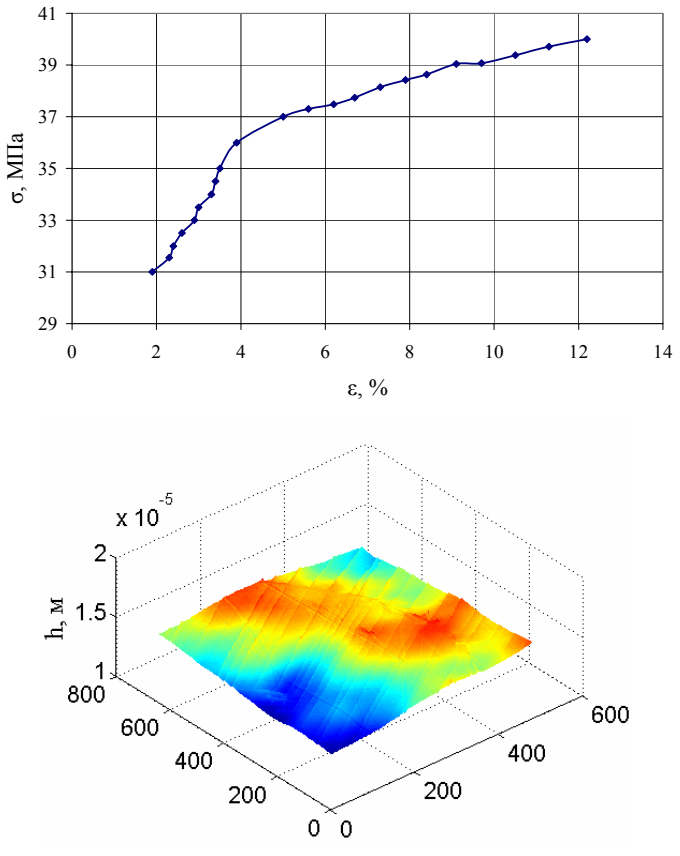


Рис. 1. Диаграмма нагружения монокристаллического образца и рельеф поверхности при деформации 2.3 %.

В данной работе проведен анализ структуры образцов из алюминия при квазистатических и ударно-волновых условиях нагружения. В квазистатическом эксперименте при помощи оптического микроскопа NewView производилась регистрация рельефа предварительно отполированной поверхности монокристаллического образца на каждом из 23 этапах деформирования [1], что позволило наблюдать эволюцию структуры материала по мере развития процесса пластичности.

Количественный анализ полученных данных осуществлялся на основе концепции фрактальности, согласно которой многие природные объекты представляют собой самоподобные фракталы [2]. Как показали работы различных авторов [2,3,4], применение данного подхода для исследования металлических образцов является

обоснованным. Изучение структурного скейлинга на основе фрактального анализа позволяет количественно описать микроструктуры и составляющие их элементы, определить пространственные инварианты, характеризующие структуру материала, а также описать эффекты самоорганизации и длиннокорреляционные взаимодействия элементов структуры.

В качестве параметра, характеризующего состояние структуры, была выбрана величина фрактальной размерности поверхности D, определяемая по методике, предложенной в [5] для анализа трехмерных данных. На основе проведенных расчетов была обнаружена тенденция к возрастанию фрактальной размерности в процессе пластической деформации, что отражает закономерности изменения рельефа в виде возникновения и развития более грубых структур на поверхности материала.

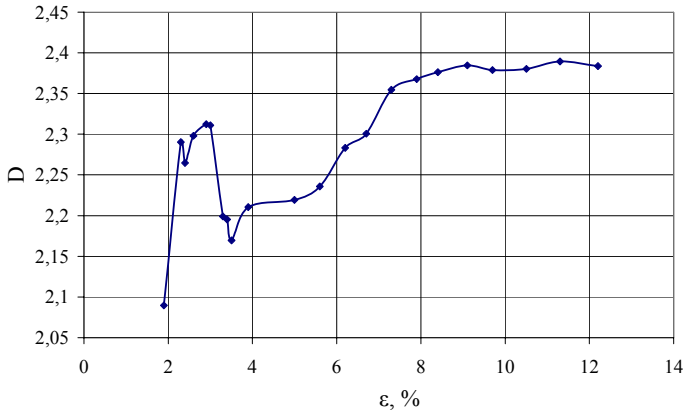


Рис. 2. Изменение величины фрактальной размерности D поверхности монокристаллического образца в процессе деформирования

Данная методика может использоваться для получения информации и о внутренней структуре материала посредством приготовления металлографических шлифов в соответствующих направлениях, что позволяет проследить закономерности ее эволюции, например, в направлении внешнего воздействия. В соответствии с этим был подготовлен эксперимент по ударно-волновому нагружению образцов из поликристаллического алюминия. Структурные исследования поперечных и продольных (по отношению к направлению распространения ударной волны) металлографических шлифов позволят связать количественные параметры структуры (фрактальная размерность) с внутренними механизмами процесса пластического деформирования и проследить закономерности поведения материала в условиях квазистатического и динамического нагружения.

Список литературы

1. Наймарк О.Б., Баяндин Ю.В., Леонтьев В.А., Пермяков С.Л. О термодинамике структурно-скейлинговых переходов при пластической деформации твердых тел // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8. – №5. – С. 23-29
2. Mandelbrot B.B. “The fractal of nature”. New York: W.H. Freeman, 468 p.
3. В.С.Иванова, А.С. Баланкин, И.Ж. Бунин, А.А. Оксогоев «Синергетика и фракталы в материаловедении». М.: Наука, 1994.
4. E.Bouchaud “Scaling properties of cracks”// Journal of Physics - Condensed Matter 9(21), May 1997, pp 4319-4344
5. Y. Jiang et al. “Estimating the relation between surface roughness and mechanical properties of rock joints” / Internaional Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences, 43(6), September 2006, pp 837-846

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКА НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПУТЕМ МОДЕЛИРОВАНИЯ ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ

Благовещенский В. В., Панин И. Г.

Костромской государственный технологический университет, г. Кострома, Россия
igpanin@list.ru

Пластические свойства материалов обычно исследуют экспериментально, снимая кривую зависимости напряжения от деформации либо при постоянной скорости деформации, либо при постоянном усилии деформирования. В данной работе представлены некоторые результаты компьютерного моделирования деформации материалов кристаллической природы при втором способе нагружения с добавлением знакопеременной нагрузки. В модели, основанной на движении дислокационных линий (ДЛ) по площадке моделирования, реализованы процессы одновременного зарождения и движения нескольких дислокаций. Среда считается изотропной, неограниченной и однородной. На площадке моделирования (Рис. 1), расположенной в плоскости скольжения образца, случайным образом согласно равномерному закону распределения расположены точечные дефекты одинакового типа и мощности. Движение дислокаций происходит под действием постоянной и (или) знакопеременной нагрузки.

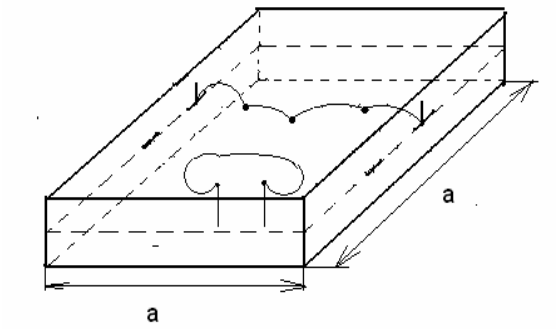


Рис. 1. Образец с дислокацией и источником Франка-Рида

Представленная в данной работе математическая модель, позволяет расширить круг исследуемых свойств материалов, но в отличие от квазистатических моделей [1-5], она позволяет изучать и временные характеристики при различных способах нагружения образца.

Модель включает в себя два основных элемента, которые можно рассматривать и как самостоятельные модели: 1) источник размножения дислокаций по типу Франка-Рида (ФР) [6,7] и 2) движения единичной ДЛ на площадке моделирования с системой точечных дефектов [8]. ДЛ линия представляет из себя совокупность последовательно соединенных между собой дислокационных сегментов (ДС). Развитие источников ФР и ДС в модели при переходе из одного положения в другое происходит согласно уравнению:

$$p\frac{\partial U}{\partial t}-\frac{\partial^2 U}{\partial \lambda^2}=S-\frac{1}{R(\lambda)}+\frac{\sigma_0}{Gb}\sin(2\pi ft) \qquad (1)$$
$$U(0,t)=U(L,t)=0 \quad \forall t, \quad U(\lambda,0)=0 \quad \forall \lambda$$

где $p=B/Gb^2$, $S=\sigma/Gb$, t – время, G – модуль сдвига, b – модуль вектора Бюргерса, B – коэффициент динамической вязкости, $R(\lambda)$ – радиус кривизны ДС, σ – величина внешнего напряжения, λ – криволинейная координата вдоль ДС, L – длина сегмента в криволинейных координатах, σ_0 – амплитуда, а f – частота гармонической нагрузки. Уравнение (1) справедливо для таких смещений U ДС, что $U<<L$ на каждом временном шаге, хотя за конечный промежуток времени смещение ДС может быть значительным. Уравнение решается численно, методом сеток.

Предлагаемая объединенная модель содержит обе эти площадки моделирования: на первой располагаются несколько (от 1 до 5) источников ФР, на второй происхо-

дит движение нескольких ДЛ, движущихся друг за другом. В начальный момент времени на второй площадке моделирования появляются и начинают движение заданное количество ДЛ (от 1 до 3), расположенных случайным образом, а на первой площадке начинают работу источники ФР со случайной или заданной длиной основания, расположенные по высоте площадки так же случайно. При “отшнуровывании” какого-либо источника или при выходе ДЛ за верхнюю границу площадки, на нижней границе второй площадки появляется новая ДЛ.

В модели реализованы два способа нагружения: 1) с постоянной скоростью деформации, и 2) при постоянном одноосном нагружении. В данной работе используется второй способ, при котором задается постоянное усилие *S* и параметры знакопеременной нагрузки, для каждого усилия вычисляется соответствующая величина деформации. Строятся кривая пластичности для постоянно заданного усилия S и семейство кривых, соответствующих сумме постоянного усилия и усилия, обеспеченного влиянием знакопеременной нагрузки.

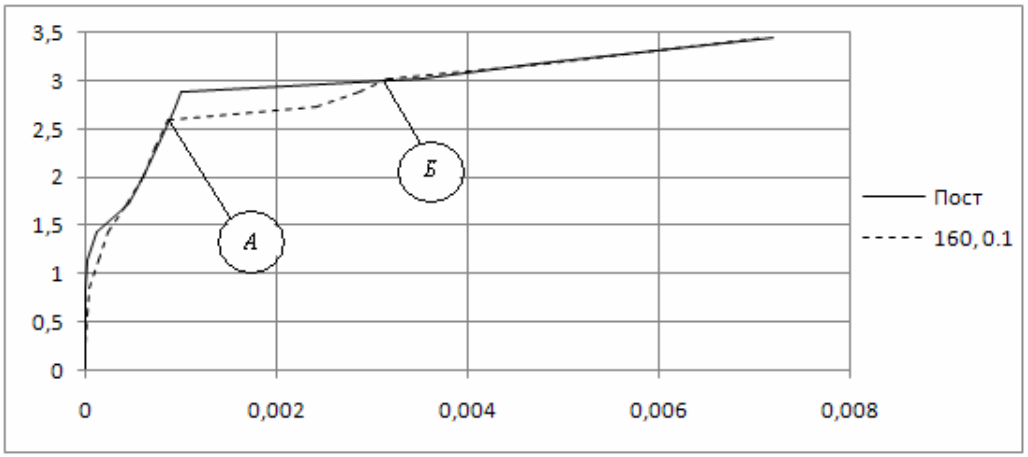


Рис. 2. Влияние знакопеременной нагрузки.

Значительные изменения кривой пластичности происходят только в определенных зонах, на которых влияние ультразвука обеспечивает работу дислокационных источников (Рис.2). Исследовано влияние изменения амплитуды, частоты знакопеременной нагрузки, времени ее воздействия на форму кривой пластичности.

Показана связь длины источника ФР и частоты ультразвука, при котором деформация материала максимальна.

Список литературы

1. Дубнова Г.Н., Иденбом В.Л., Штольберг А.А. // ФТТ.-1968.-Т.10.-С.1760-1768.
2. Формен А., Мейкин М. Актуальные вопросы теории дислокаций. М.: Мир, 1968.
3. Стратан Н.В., Предводителев А.А. // ФТТ.-1970.-Т.12.-С.1729.
4. Попов Л.Е., Коботев Т.А., Ковалевская В.С. Пластическая деформация сплавов. М.: Металлургия, 1984.
5. Белан В.И., Ландау А.И. // ФММ.-1988.- Т.65.- №2.-С.259-266.
6. Дж. Хирт, И. Лоте. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972.
7. Благовещенский В. В., Панин И. Г. // ФММ.- 2007.- Т.103.- №4.- С.445-448.
8. Благовещенский В. В., Панин И. Г. // Изв. вузов. Материалы электронной техники.- 2007.- № 2.-С.51-53.

ВЛИЯНИЕ БИМОДАЛЬНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni–Fe–Ga–(Co)

Панченко Е. Ю.[1], Казанцева Л. П.[1], Тимофеева Е. Е.[1], Чумляков Ю. И.[1], Maier H. [2]

[1] *ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, Россия*
[2] *University of Paderborn, Materials Science, Paderborn, Germany*
panchenko@mail.tsu.ru

Исследования сплавов на основе Ni–Fe–Ga–(Co) показали, что это – одни из самых перспективных ферромагнитных материалов с термоупругими B2($L2_1$)-10M-14M-$L1_0$ мартенситными превращениями (МП). Во-первых, эти сплавы обладают запасом пластичности по сравнению с хрупкими сплавами с магнитным эффектом памяти формы на основе NiMnGa [1]. Во-вторых, в монокристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ (ат.%) удалось получить магнитоиндуцированную обратимую деформацию 8,5% [2]. В-третьих, кристаллы Ni-Fe-Ga-(Co) без дополнительных термообработок, ориентированные вдоль [001], [012] направлений, при деформации растяжением проявляют высокотемпературную сверхэластичность в широком температурном интервале ~400К с величиной обратимой деформации до 8–10 % [3]. В работах [2, 4] были проведены исследования магнитных свойств и термоупругих МП в поликристаллах Ni–Fe–Ga–(Co) в зависимости от химического состава сплава. Показано, что за счет изменения содержания Co и выделения γ (A1)- фазы при отжигах в интервале температур 673-973 К можно управлять температурами МП, температурой Кюри, термическим гистерезисом. Однако систематических исследований влияния старения на закономерности МП на монокристаллах NiFeGaCo до сих пор не проводилось. Поэтому в работе было проведено исследование развития термоупругих МП на монокристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ (ат.%) в исходном состоянии после роста (I) и после термообработок: отжиг при 1373 К, 25 мин + при 673 К, 1 ч(II) и 4 ч (III) отжиг при 1373 К, 25 мин + при 823 К, 0,5 ч (IV) с последующем охлаждении на воздухе. Монокристаллы выращивали методом Бриджмена. Методика эксперимента подробно приведена в [3].

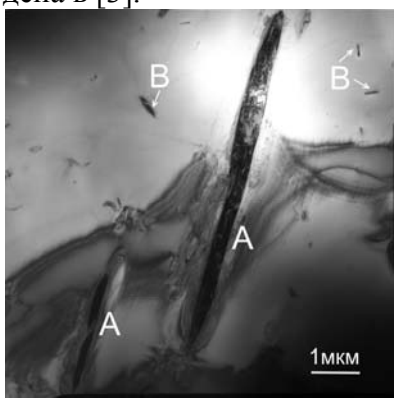


Рис. 1. Бимодальная микроструктура в монокристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$, состаренных при 823 К,0,5 часа (IV).

Установлено, что кристаллы после роста при комнатной температуре находятся в однофазном состоянии ($L2_1$-фаза). О чем свидетельствуют сверхструктурные рефлексы 111 на микроэлектронограммах и рентгеноструктурные пики, соответствующие для $L2_1$-структуры сверхструктурным отражениям 113, 331. Показано, что после отжигов в монокристаллах формируется бимодальная структура: во-первых, выделяются крупные частицы γ-фазы размером в длину 5–10 мкм (рис.1, частицы А), во-вторых, мелкие частицы размером 20–50 нм после старения при 673 К (II и III) и до 300 нмпосле старения при 823 К (IV) (рис. 1, частицы В). Температуры прямого (M_s, M_f) и обратного (A_s, A_f) МП определялись по зависимости электросопротивления от температуры (рис. 2). Как следует из рисунка 2, во всех структурных состояниях МП при охлаждении/нагреве развивается в одну стадию. В кристаллах после роста (I) наблюдается термоупругое обратимое МП из высокотемпературной $L2_1$ фазы в

14М слоистый мартенсит. Микроструктура остаточного 14М мартенсита после циклических испытаний при деформации сжатием при $T \le M_s$ приведена на рис. 3 а.

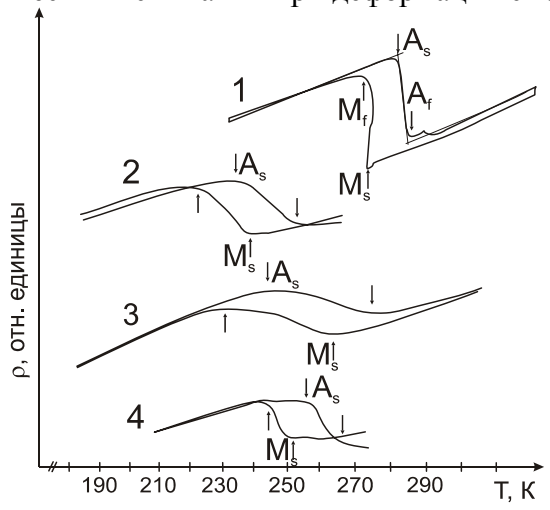


Рис. 2. Зависимость электросопротивления от температуры для монокристаллов $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ (ат. %) после различных термических обработок: 1 – после роста (I); 2 –после старения при 673 K, 1 часа (II); 3 – при 673 K, 4 часа (III); 4 – при 823 K, 0,5 часа (IV).

При наблюдении in-situ охлаждения/нагрева кристаллов после роста (I) показано, что при охлаждении через всю поверхность образца растут крупные клиновидные кристаллы мартенсита шириной до 200 мкм (рис.3 б), которые при нагреве исчезают геометрически сокращаясь. Выделение частиц приводит к изменению закономерностей развития МП. Во-первых, изменение структурного состояния монокристаллов после отжигов сопровождается изменением морфологии мартенсита охлаждения. В монокристаллах (II-IV) после отжигов при охлаждении мгновенно по всей поверхности растут мелкие кристаллы мартенситы различных вариантов шириной порядка 2–5 мкм (рис. 3 *в*). Во-вторых, выделение частиц приводит к снижению температур МП на 20–100 К и росту в 2–8 раз температурных интервалов прямого $\Delta_1 = M_s – M_f$, и обратного $\Delta_2 = A_f – A_s$ МП (рис. 2, табл.). Тогда как величина температурного гистерезиса ΔT = 12–16 К во всех состояниях имеет близкие значения (табл.). В-третьих, установлены структурные состояния в кристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ (старение II и III), в которых $A_s < M_s$, т.е. наблюдается МП 2-го типа по классификации Тонга-Веймана. Тогда как после роста и отжига при 823К (IV) наблюдается МП I типа ($A_s > M_s$) (табл.1).

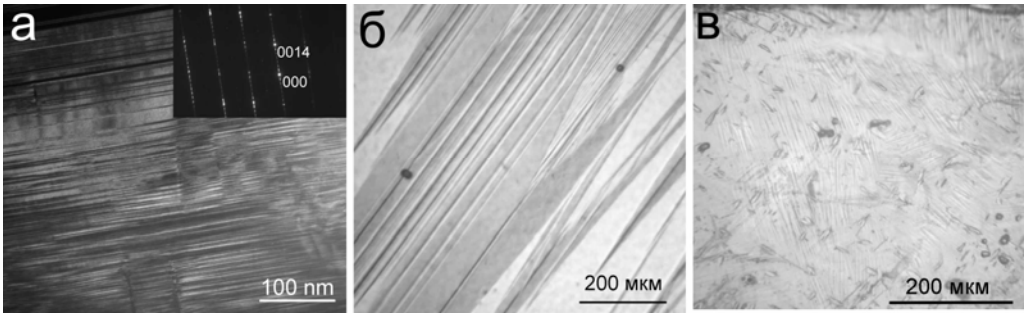


Рис. 3. Микроструктура остаточного 14М мартенсита после циклических испытаний при сжатии ($T \le M_s$) в монокристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ (ат. %) после роста (I); светлопольное изображение и соответствующая микродифракция (*а*); оптическая металлография мартенсита охлаждения в монокристаллах после роста (I); (*б*) и после термообработки III (*в*).

После старения при 673 К монокристаллы (II и III) содержат наночастицы размером 10–50 нм, которые не испытывают превращений и деформируются упруго при развитии МП в матрице, накапливая значительную упругую энергию. Экспериментально показано, что данные структурные состояния характеризуются высокой прочностью аустенитной и мартенситной фаз, что способствует отсутствию релаксации упругой энергии за счет генерации дефектов кристаллического строения при развитии превращений. Поэтому обратное превращение развивается в условиях про-

тиводействующей химической движущей силы за счет накопленной при прямом МП обратимой (упругой и поверхностной) энергии ΔG_{rev}. Используя термодинамическое описание и экспериментальные значения температур МП, можно оценить вклад обратимой ΔG_{rev} и рассеянной энергии ΔG_{fr} в нехимическую составляющую свободной энергии при развитии мартенситных превращений [5].

$$|\Delta G_{rev}| = T_0 \cdot \Delta S_{хим} - (A_s + M_f) \cdot \Delta S_{хим}/2$$

$$|\Delta G_{fr}| = \Delta S_{хим}/2(A_f - M_s),$$

$$As - Ms = 1/\Delta S_{хим}\,(2|\,\Delta G_{fr}| - |\Delta G_{rev}|)$$

где ΔG_{rev} – упругая и поверхностная энергия, накапливаемая при прямом МП на единицу объема, $\Delta S_{хим}$ – изменение энтропии на единицу объема вещества при МП, ΔG_{fr} – необратимая энергия, связанная с рассеянием энергии при МП на единицу объема, T_0 – температура химического равновесия фаз. Оценки показывают, что в кристаллах (II и III), содержащих частицы размером 10-50 нм, величина обратимой энергии ΔG_{rev} намного превышает рассеяние энергии ΔG_{fr}, соотношение $0.5\Delta G_{rev}/\Delta G_{fr} > 1$ и сможет достигать 2,6 (табл.).

Таблица. Характеристики термоупругих мартенситных превращений в монокристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ при охлаждении/нагреве

Термообработка	M_s, К	M_f, К	A_s, К	A_f, К	$\Delta_1=M_s-M_f$, К	$\Delta_2=A_s-A_f$, К	$\Gamma=A_f-M_s$, К	$0{,}5\,\Delta G_{rev}/\Delta G_{irr}$
После роста (I)	273	272	281	285	1	4	12	0,17
II	240	222	233	253	18	20	13	1,46
III	263	230	245	275	33	30	12	2,63
IV	252	244	256	268	8	12	16	0,63

При выделении крупных частиц (IV) упругая энергия может релаксировать за счет пластической деформации частиц и/или генерации различных вариантов мартенсита. Соотношение величины обратимой энергии ΔG_{rev} и рассеяние энергии ΔG_{fr} при МП в кристаллах IV изменяется $0.5\Delta G_{rev}/\Delta G_{fr} < 1$ (табл.). В однофазных монокристаллах (I) прямое превращение протекает в очень узком температурном интервале Δ_1=1 К и не сопровождается значительным накоплением упругой энергии, отношение $0.5\Delta G_{rev}/\Delta G_{fr}$=0,17 имеет минимальные значения.

Таким образом, показано, что за счет термообработок можно управлять характеристиками термоупругих МП в монокристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ (ат.%). Мартенситные превращения в монокристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ после отжигов при 1373 К, 25 мин + 673 К, 1 и 4 часа (II и III) сопровождаются значительным накоплением обратимой энергии, которая превышает рассеяние энергии $0.5\Delta G_{rev}/\Delta G_{fr} > 1$ и является движущей силой обратного превращения. Предполагается, что данные состояния будут характеризоваться большими обратимыми деформациями при воздействии температуры, механических напряжений и магнитных полей в широком температурном интервале и высокой циклической стабильностью свойств.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ, 09-03-00103-а.

1. Pons J, Cesari E, Segu C, Masdeu F.//Mater. Science and Eng. A, 2008.-V 481-482.-P. 57-65.
2. Morito H, Fujita A, Oikawa K, etc.// Appl Phys Lett, 2007.-V. 90.-P. 201-203.
3. Е.Ю.Панченко, Ю.И.Чумляков, Е.Е. Тимофеева и др.//Деформация и разрушение материалов, 2010. - № 2. - С. 22 - 29.
4. Liu J, Scheerbaum N, Hinz D, Gutfleisch O.//Acta Mater, 2008.-V. 56.-P. 3177-3186.
5. Daroczi L., Palanki Z., Szabo S., Beke D.L.//Mater. Science and Eng, 2004.-V. 378.-P. 274-277.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПОД НАГРУЗКОЙ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ Ti–50.6ат.%Ni

Панченко Е. Ю.[1], Чумляков Ю. И.[1], Maier H. J.[2]

[1] *ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, Россия*
[2]*University of Paderborn, Materials Science, Paderborn, Germany*
panchenko@mail.tsu.ru

В настоящей работе на монокристаллах Ti–50.6ат.%Ni исследовано влияние ориентации оси растяжения и температуры испытания на величину критических напряжений образования мартенсита под нагрузкой, предела текучести B2-фазы и эффекта памяти формы (ЭПФ). Монокристаллы были выращены методом Бриджмена. Температуры прямого M_s = 225 К, M_f = 163 К и обратного A_s = 210 К, A_f = 254 К B2-B19’ МП были определены по температурной зависимости электросопротивления. Для исследования были выбраны две ориентации монокристаллов Ti–50.6ат.%Ni: 1) ориентация [001], для которой величина деформации решетки при B2-B19’ МП имеет минимальные значения (ε_0=2.7 %) при деформации растяжением [1,2] и фактор Шмида для действующих систем скольжения a < 100>(110) в B2 структуре m=0, что приводит к высоким прочностным свойствам B2-фазы; 2) ориентация [$\bar{1}$12], в которой наблюдаются большие значения деформации решетки (ε_0=9.6%) при B2-B19’ МП [1,2] и фактор Шмида для систем скольжения в B2-фазе имеет высокие значения m=0.47.

Зависимость $\sigma_{0,1}$(T) при растяжении [001]-, [$\bar{1}$12]-кристаллов в закаленном состоянии от 1223 К имеет вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой [3], и состоит из трех стадий (рис.1). В интервале T от 77 К до M_s имеет место первая стадия $\sigma_{0,1}(T)$, которая связана с движением межфазных границ и двойников в кристаллах мартенсита охлаждения. При $T = M_s$ на зависимости $\sigma_{0,1}(T)$ достигаются минимальные значения $\sigma_{0,1}(M_s)$ = 70 МПа, которые не зависят от ориентации оси деформации. Вторая стадия наблюдается при $M_s<T<M_d$, на которой происходит рост $\sigma_{0,1}(T)$ с увеличением T в соответствии с уравнением Клапейрона - Клаузиуса [4]. Третья стадия при $T > M_d$ связана с пластической деформацией высокотемпературной B2-фазы. Из рис. 1 видно, что [001]-кристаллы в высокотемпературной фазе имеют высокие значения $\sigma_{0,1}$(573 К) = 1300 МПа, характеризуются широким температурным интервалом МП под нагрузкой $\Delta T_{МП}$=178 К, и эта ориентации является «жесткой» в B2-фазе. Кристаллы [$\bar{1}$12] имеют низкие значения $\sigma_{0,1}$(573 К)=550 МПа, узкий температурный интервал $\Delta T_{МП}$=75 К и оказываются «мягкими».

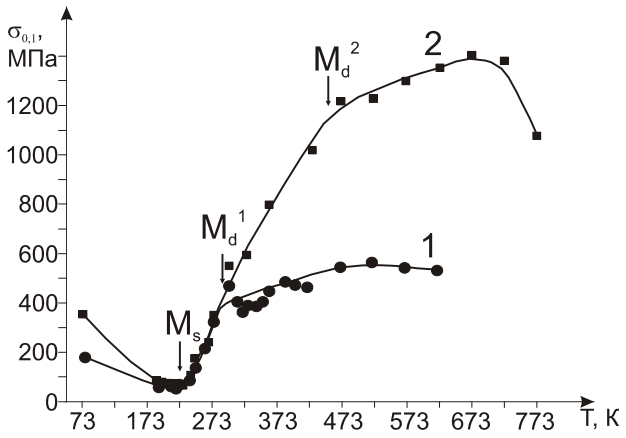


Рис.1. Зависимость критических напряжений $\sigma_{0,1}$ от температуры при растяжении для закаленных монокристаллов Ti–50.6ат.%Ni, ориентированных вдоль [$\bar{1}$12] (кривая 1) и [001] (кривая 2) направлений.

За величину ЭПФ $\varepsilon_{ЭПФ}$ принимали максимальное значение деформации, которая полностью возвращается после снятия нагрузки и нагрева выше $T = A_f$. Измерение $\varepsilon_{ЭПФ}$ проводили в различных температурных интервалах: $T < M_f$, $M_f < T < M_s$, $T = M_s$, $M_s < T < A_s$. При деформации кристаллов Ti–Ni при температурах ниже температуры M_f во всех исследованных ориентациях величина ЭПФ $\varepsilon_{ЭПФ}$ хорошо согласуются с теоретически рассчитанными значениями деформациями решетки при B2-B19' МП ε_0: при растяжении $\varepsilon_{ЭПФ}$=(2,7±0,3)% в [001], $\varepsilon_{ЭПФ}$=(9,5±0,3)% в $[\bar{1}12]$. Это означает, что под нагрузкой происходит полное раздвойникование мартенсита и образуется монокристалл B19'-фазы, который при нагреве переходит в монокристалл B2-аустенита. Обнаружено, что если деформация закаленных кристаллов Ti–Ni задается в условиях минимальных напряжений мартенситного сдвига при $T = M_s$ или при $M_f < T < M_s$, то величина ЭПФ превышает значения деформации решетки ε_0: при растяжении в [001]-кристаллах Ti–50.6 ат.%Ni более чем в 2 раза, $\varepsilon_{ЭПФ}$=(6,2±0,3)%, в $[\bar{1}12]$-кристаллах в 1,3 раза, $\varepsilon_{ЭПФ}$=(12,4±0,3)% (рис. 2). Обратимая деформация в [001]- кристаллах, превышающая деформацию решетки, также наблюдалась в работе [5].

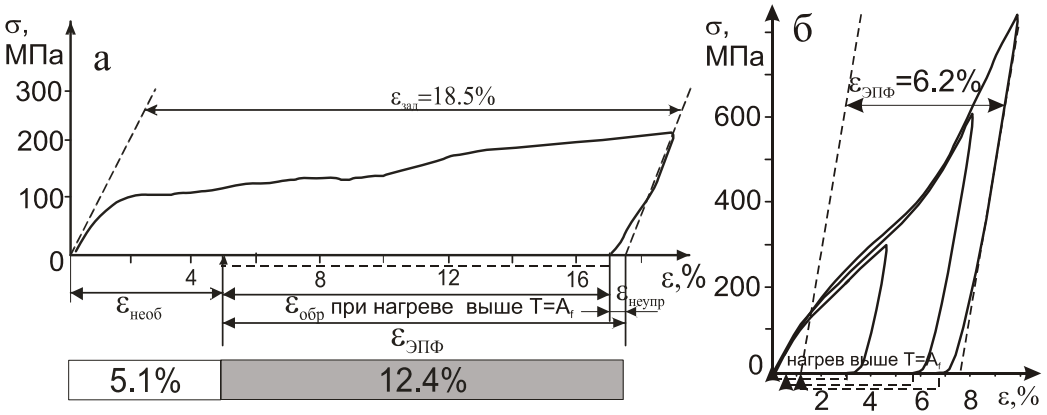


Рис.2. Кривые «σ-ε» для монокристаллов Ti–50.6ат.%Ni, ориентированных вдоль $[\bar{1}12]$ (*а*) и [001] (*б*) направлений, при измерении ЭПФ; деформация растяжением при $T = M_s$ = 225 К с последующим нагревом до $T > A_f$.

Предполагается, что при увеличении нагрузки при T=M_s после полного раздвойникования B19'-мартенсита дальнейшая пластическая деформация мартенсита может происходить за счет составного двойникования по плоскостям {001}, {012}, {113} [6]. Сдвойникованный таким образом B19' мартенсит может сохранять способность к полному или частичному восстановлению исходной ориентации B2-фазы при нагреве. В «жесткой» [001] ориентации, в которой дислокационное скольжение подавлено, наблюдается высокая обратимость деформации мартенсита. Поэтому величина обратимой деформации при измерении ЭПФ увеличивается в 2 раза по сравнению с величиной деформации решетки ε_0. В «мягкой» $[\bar{1}12]$ ориентации границы двойников в мартенсите теряют свою подвижность за счет их закрепления дислокациями и в B2-фазе образуются двойники, который наследуется из B19'-мартенсита. Обратимая деформация в «мягкой» ориентации при измерении ЭПФ возрастает незначительно в 1,3 раза. *In-situ* электронномикроскопические наблюдения такого механизма возникновения двойников по плоскостям {114} в B2-фазе при нагреве B19'-мартенсита, содержащего двойники по плоскостям $(20\bar{1})$, представлены в работе [7].

На рис. 3 приведена дефектная структура B2-фазы в закаленных $[\bar{1}12]$–кристаллах после измерения величины ЭПФ при T=M_s. Обнаружена высокая плотность дислокаций и двойники по плоскостям $(1\bar{1}2)$ в B2-фазе.

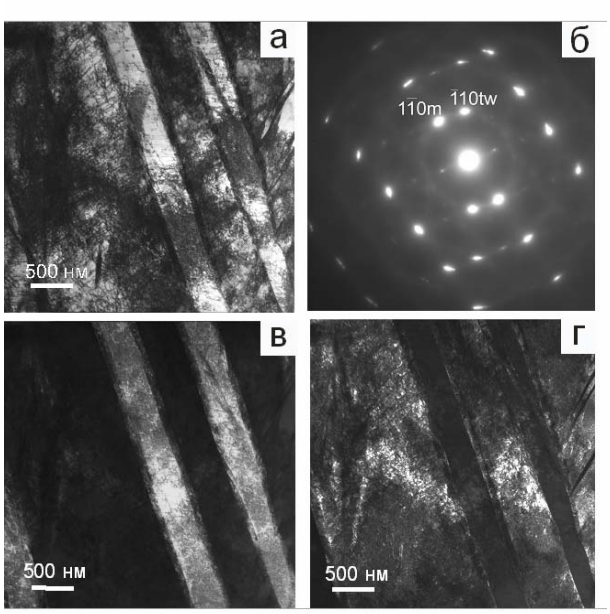


Рис.5. Дислокационная структура и $(1\bar{1}2)$ двойники в В2-фазе в закаленных $[\bar{1}12]$–монокристаллах Ti–50.6 ат.% Ni после измерения величины ЭПФ при $T = M_s$ ($\varepsilon_{ЭПФ}$ = 12.4%, $\varepsilon_{необ}$=5.1%); *а* – светлопольное изображение; *б* –соответствующая микродифракция, ось зоны матрицы $(113)_{м} \| (1\bar{3}1)_{дв}$; *в, г* – темнопольное изображение в рефлексах от двойников (дв) и матрицы (м), соответственно.

Используя ориентационные соотношения между решеткой В2-аустенита и 1′ варианта В19’-мартенсита [8] можно показать, что плоскость двойникования $(1\bar{1}2)$ в В2-фазе соответствует плоскости $(\bar{1}\bar{1}3)$ в В19’-мартенсите:

$$(1\ \ \bar{1}\ \ 2)_{B2}\begin{pmatrix}\bar{1} & 0 & 0\\ 0 & \bar{1} & \bar{1}\\ 0 & \bar{1} & 1\end{pmatrix}=(\bar{1}\ \ \bar{1}\ \ 3)_{B19'}$$

В работе [6] экспериментально наблюдали составное двойникование по плоскостям $(\bar{1}\bar{1}3)$ при деформации В19’-мартенсита.

Таким образом, показано, во-первых, что $(1\bar{1}2)$ двойники в В2–фазе могут образовываться при деформации кристалла в мартенситном состоянии и последующем нагреве за счет наследования деформационных двойников В19’-мартенсита по плоскости $(\bar{1}\bar{1}3)$. Во-вторых, в высокопрочных [001]- монокристаллах Ti-Ni в температурном интервале $M_s<T<M_f$ величина ЭПФ $\varepsilon_{ЭПФ}$ при растяжении превышает теоретическую величину деформации решетки для В2-В19’ МП более чем в 2 раза. Увеличение максимального ресурса обратимой деформации при реализации ЭПФ обусловлено развитием пластической деформации мартенсита за счет составного двойникования по плоскостям (001) и $(20\bar{1})$, $(\bar{1}\bar{1}3)$, которое является частично обратимым при развитии обратного превращения при нагреве.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 08-08-91952 и гранта DFG-MA 1175/25-1.

Список литературы

1. S. Myazaki, S Kimura, K.Otsuka, Y Suzuki.//Scripta Metall.-1984.-V.18.- P.883-888.
2. Gall K., Sehitoglu H., Chumlyakov Y., Kireeva I.//Acta Mater.-1999.- V. 47.- P.1203-1217.
3. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Панченко Е.Ю. и др.//Известия вузов. Физика.- 2008.- Т.51.-№10.- С. 19-37.
4. Сплавы с эффектом памяти формы / Отцука К., Симидзу К., Судзуки Ю.и др.; Под ред. Фунакубо Х.: Пер. с японск. – М.: Металлургия, 1990.– 224с.
5. Liu Y., Tan G., Miyazaki. //Materials science and Engineering.- 2006.- P. 612-616.
6. Zhang J.X., Sato M., Ishida A. //Acta Mater.-2006.-V.54.- P.1185-1198.
7. S. Ii, K. Yamauchi, Y. Maruhashi, M. Nishida. // Scripta Mater.- 2003.-V. 49. - P.723-727.
8. Zhang J.X., Sato M., Ishida A.//Acta Mater.- 2001- V.49.- P.3001-3010.

МОДЕЛИРОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО НАГРЕВА ГИБКОЙ ВОЛНОВОДНОЙ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ TiNi, РАБОТАЮЩЕЙ В УСЛОВИЯХ УПРАВЛЯЕМОГО РЕЗОНАНСА

Рубаник В. В.[1,2], Клубович В. В.[1,2], Рубаник В. В. мл.[1,2], Шадурский А. В.[3]

[1]Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
[2]Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь
[3]Полоцкий государственный аграрно-экономический колледж, Полоцк, Беларусь
ita@vitebsk.by

Ультразвуковые приводы на основе пьезоэлектрических преобразователей находят широкое применение в технике и могут использоваться в качестве элементов манипуляторов, для перемещения грузов и подвижных частей различных механизмов, а также для создания мобильных роботов и быстродействующих исполнительных устройств систем управления [1]. Преимуществами пьезоэлектрического привода по сравнению с другими типами приводных устройств являются возможность миниатюризации, высокий коэффициент полезного действия и малая энергоемкость. Кроме того, в пространственно-изогнутых стержневых элементах ультразвуковые колебания позволяют реализовать безшарнирные исполнительные механизмы с чрезвычайно малой инерционностью, которые могут использоваться для прецизионного позиционирования, в качестве захватных элементов микроманипуляторов и для решения других практических задач.

Принцип работы пьезоэлектрического привода основан на преобразовании резонансных колебаний статора (активный электромеханический элемент из пьезоэлектрического материала) в линейные или вращательные перемещения подвижной части волноводной системы. Известные пьезоэлектрические приводы не обладают способностью адаптации к изменяющимся условиям внешней среды, а их движение ограничено прямолинейным с возможностью реверсирования. Поэтому применение в качестве силовых приводов материалов обладающих эффектом памяти формы, в частности, никелида титана, для активного управления динамическим поведением волноводной системой представляется весьма актуальным.

Процесс нагрева гибкой волноводной системы на основе TiNi, работающей в условиях управляемого резонанса, описывали набором уравнений, приведенных в [2] с учетом немонотонного изменения характеристик внутреннего трения, теплопроводности и теплоемкости материала [3]. Преобразование максимального количества энергии ультразвуковой волны в теплоту будет происходить при работе систем в резонансном режиме, который характеризуется распределением акустических параметров по длине волновода. Для моделирования исследуемых процессов выбирали стержень резонансной длины, прикрепленный к концентратору ультразвуковых колебаний.

В никелиде титана в мартенситной фазе поглощение энергии колебаний обусловлено движением легкоподвижных границ раздела (например, двойниковых, межфазных), что приводит к резкому увеличению внутреннего трения в мартенситном и, особенно, в двухфазных состояниях. Существенный рост декремента колебаний в интервале превращений обусловлен влиянием внешних или внутренних напряжений на температуры образования и исчезновения различных вариантов мартенсита [4].

С целью изменения траектории движения рабочих исполнительных элементов из сплава с ЭПФ в заданной последовательности уменьшения времени ультразвукового инициирования фазового превращения возбуждение в сплаве УЗК осуществля-

ли последовательно на нескольких резонансных частотах. Причем, изменение частоты осуществляли в момент, когда в пучностях напряжений материала температура достигала значения температуры окончания ($A_к$) обратного мартенситного превращения.

Практическая реализация такого исполнительного механизма осуществляется следующим образом. В гибком проволочном волноводе Ti–Ni (или любом другом, обладающим эффектом памяти формы) резонансной длины возбуждают ультразвуковые колебания. За счет диссипации ультразвуковой энергии образец локально начинает интенсивно нагреваться. Причем максимальный разогрев происходит в точках, соответствующих пучностям механических напряжений (узлы механических смещений). В этих участках волновода раньше достигается температура окончания обратного мартенситного превращения $A_к$.

После перехода материала из мартенситного в аустенитное состояние (интервал температур $A_н – A_к$), дальнейшего нагрева в этих участках происходить не будет, так как диссипации ультразвуковой энергии в материале в аустенитном состоянии практически не происходит (рис. 1). Остальные участки образца будут разогреваться как за счет поглощения акустической энергии, так и за счет теплопереноса от более нагретых узловых участков вплоть до температуры $A_к$.

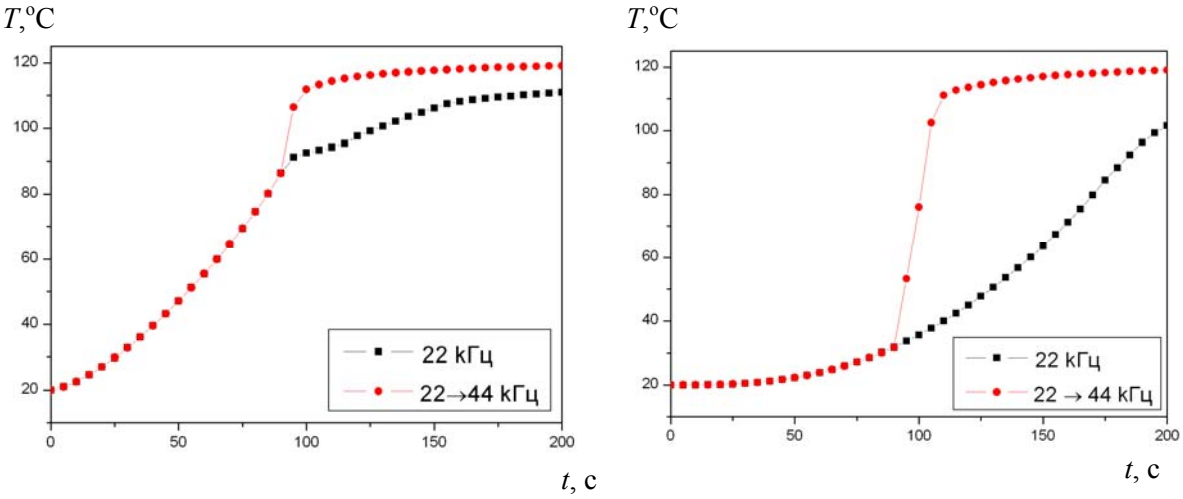


Рис. 1. Зависимость температуры гибкого волновода от времени ультразвукового воздействия: *а* – центр волновода, *б* – конец волновода.

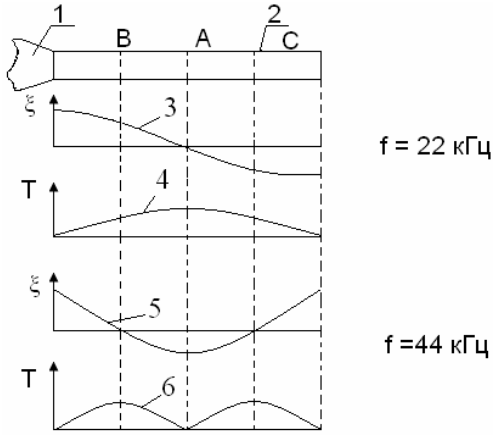


Рис.2. Схема распределения амплитуды смещения ультразвуковых колебаний и температуры по длине волновода.

Изменение резонансной частоты ультразвуковых колебаний, например с 22 кГц на 44 кГц, в момент, когда в узловых точках достигнута температура $А_к$, обеспечивает интенсивный нагрев образца в новых узлах механических смещений, что позволяет значительно быстрее реализовать эффект памяти формы по всему образцу, т.е. достичь его нагрева до температуры $A_к$ (рис. 2).

Такой способ ультразвукового нагрева Ti-Ni образца за счет последовательного изменения частоты колебаний позволяет последовательно восстанавливать предварительно заданную в узловых точках деформацию, что может найти широкое применение в различных захватах, исполнительных механизмах и т.д.

Моделирование процесса ультразвукового инициирования ЭПФ за счет последовательного возбуждения двух резонансных частот показало, что скорость изменения температуры TiNi волновода достигает 8 К/с.

Анализ результатов проведенных исследований позволяет сделать вывод, что мощные ультразвуковые колебания могут найти широкое практическое применение как для целенаправленного изменения и задания необходимых термоупругих свойств сплавам с ЭПФ, так и при инициировании в них эффектов мартенситной неупругости в различных исполнительных устройствах. Ультразвуковые колебания в условиях управляемого резонанса позволяют реализовать эффект памяти формы, когда обратное фазовое превращение происходит не по всему образцу одновременно, а последовательно по длине гибкой волноводной системы.

Список литературы

1. Yang J., Xiang H.J. Thermo-electro-mechanical characteristics of functionally graded piezoelectric actuators. Smart Mater. Struct. 2007. №16. – P. 784-797.
2. Кулемин, А.В. Ультразвук и диффузия в металлах, М.: Металлургия, 1978.– 200 с.
3. Рубаник В.В., Рубаник В.В., Шадурский А.А. Моделирование процессов тепловыделения в TiNi сплавах при ультразвуковом воздействии. XVII Петербургские чтения по проблемам прочности: сб. матер., 10-12 апреля 2007 г. С-Петербург, ч.2.- С.283-285.
4. В.А. Лихачев, С.Л. Кузьмин, З.П. Каменцева/ Эффект памяти формы / Л.: Изд-во Ленингр. ун-та, 1987. - 216 с.

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Гетманова М. Е., *Гриншпон А. С., Изотов В. И., Филиппов Г. А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия
**ОАО «ВМЗ»*
iqs12@yandex.ru

Высокоуглеродистые перлитные стали привлекают все большее внимание исследователей, так как не все резервы по повышению их прочности и других физико-механических свойств используются на практике. Кроме того, они дешевы и широко применяются для многих промышленных изделий, таких как высокопрочная проволока, рельсы и колеса для подвижного состава железнодорожного транспорта.

Перлитная структура в углеродистых сталях образуется при превращении аустенита в интервале температур от ~720 до ~480^{0}С, и имеет вследствие этого различную дисперсность, определяемую величиной межпластиночного расстояния [1**Ошибка! Источник ссылки не найден.**]. Соответственно изменяется твердость стали и другие механические свойства.

Ранее было исследовано влияние дисперсности перлита на деформационное поведение и характер разрушения углеродистой стали [2-5]. Установлено, что тонкопластинчатый перлит (межпластиночное расстояние ≤0,1 мкм) пластически деформируется и разрушается как однородная структура, а у грубопластинчатого перлита (межпластиночное расстояние ≥0,2 мкм) проявляется дискретность строения.

В настоящей работе исследовали влияние межпластиночного расстояния, размера колоний перлита и размера аустенитного зерна на прочностные характеристики высокоуглеродистой перлитной стали промышленного производства и сопротивление ее разрушению. Химический состав исследованных сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

№ стали	Содержание химических элементов, вес. %										
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Ti	Al	Ca
1	0,66	0,46	0,81	0,011	0,010	0,22	0,05	0,07	0,005	0,040	0,0018
2	0,72	0,35	0,73	0,006	0,018	0,10	0,04	0,05	0,003	0,0036	0,0012
3	0,71	0,37	0,74	0,007	0,010	0,07	0,05	0,08	0,003	0,024	0,0014

Образцы с острым надрезом, термически обработанные на структуру тонкопластинчатого перлита («тп»)[1] и грубопластинчатого перлита («гп»)[2] испытывали на трехточечный изгиб до разрушения. Рассчитывали предел пропорциональности, предел прочности, пластичность (по величине остаточного прогиба) и величину работы разрушения. Методами световой и электронной микроскопии исследовали структуру образцов.

В результате проведенной работы установлено, что количественные характеристики микроструктуры (размер зерна аустенита, размер перлитных колоний) существенно различаются и зависят от состава стали и режимов термической обработки образцов.

Влияние температуры нагрева на размер аустенитных зерен исследованных сталей существенно зависит от их состава. Стали №1 и №3 с алюминием являются наследственно мелкозернистыми, и размер аустенитного зерна в них незначительно изменяется от температуры нагрева в интервале 800–1000^{0}C; в стали №2 аустенитное зерно растет с температурой нагрева от15 мкм при 800^{0}C до 32 мкм при 900^{0}C и 1000^{0}C (рис. 1).

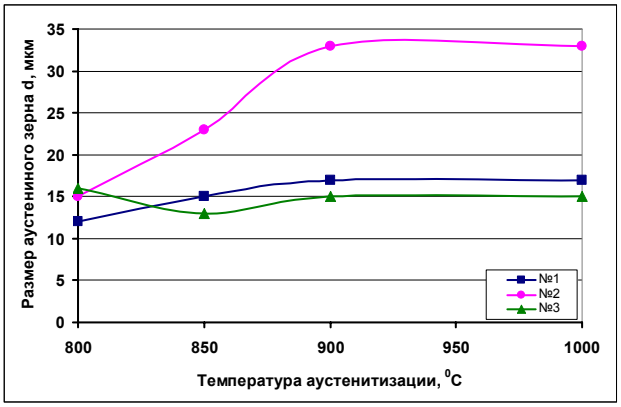


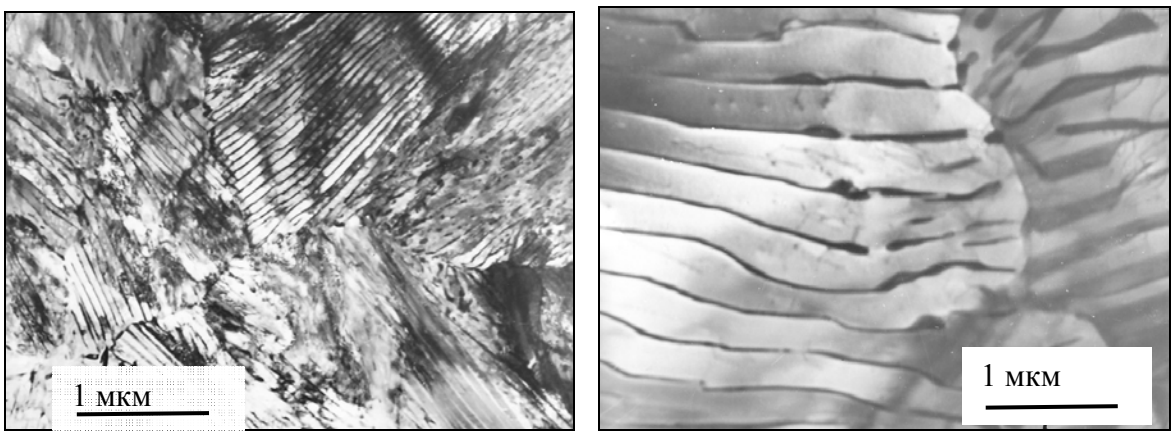
Рис. 1. Изменение размера аустенитного зерна в структуре исследованных сталей в зависимости от температуры нагрева

Размер перлитных колоний с увеличением температуры аустенитизации возрастает, если при этом увеличивается и аустенитное зерно, в котором эти колонии заключены (сталь №2). Но для сталей наследственно мелкозернистых (№1 и №3, с алюминием) зависимость размера колоний перлита от температуры аустенитизации менее существенна.

Выявлено, что превращение при 550^{0}C формирует мелкие колонии, а распад аустенита при более высокой температуре приводит к образованию более крупных колоний. В первом случае образуется тонкопластинчатый перлит с межпластиночным расстоянием ~0,1 мкм, а во втором – грубопластинчатый с межпластиночным расстоянием от 0,2 до 0,5 мкм (рис. 2).

[1] Нагрев до температуры аустенитизации 1000^{0}C, 900^{0}C, 850^{0}C и 800^{0}C, выдержка 30 мин, изотермический распад аустенита в селитровой ванне при 550^{0}C в течение 10 мин и охлаждение на воздухе.

[2] Нагрев до температуры аустенитизации 1000^{0}C, 900^{0}C, 850^{0}C и 800^{0}C, выдержка 30 мин, перенос в печь, нагретую до 500^{0}C, где идет распад аустенита при медленном непрерывном охлаждении в течение 1 ч., охлаждение на воздухе.



а) *б*)

Рис. 2. Строение перлита, образовавшегося при изотермическом распаде при 550^0С (*а*) и при медленном охлаждении (*б*). Электронные (на просвет фольги) снимки образцов №1.2.о и №1.2.д (сталь №1, аустенитизация при 900^0С). Межпластиночное расстояние (So), соответственно, 0,08 мкм и 0,4 мкм.

Установлена преобладающая роль дисперсности перлита в упрочнении высокоуглеродистой перлитной стали: чем меньше величина межпластиночного расстояния, тем выше прочностные свойства. Образцы с тонкопластинчатым перлитом («тп») имеют более высокие прочностные свойства, чем образцы с грубопластинчатым перлитом («гп»). Кроме того, при изгибном приложении нагрузки предел пропорциональности ($\sigma_{пц}$) и предел прочности ($\sigma_{в}$) исследованных сталей практически не зависят от их состава и размера аустенитного зерна.

Показано, что пластические свойства перлита при одинаковой дисперсности, определяются в основном размером исходного аустенитного зерна и, отчасти, размером перлитных колоний: пластичность повышается с уменьшением этих микроструктурных параметров.

Работа разрушения (*Ар*), рассчитанная по площади под диаграммой «нагрузка-прогиб», прямо зависит от прочности и пластичности. Поэтому высокопрочные и низкопластичные образцы имеют величину *Ар,* одинаковую с образцами низкопрочными, но высокопластичными.

Для повышения эксплуатационных свойств изделий из перлитных сталей необходимо повышать твердость (прочность) их рабочих поверхностей за счет образования структуры тонкопластинчатого перлита. Однако высокопрочное состояние стали может привести к хрупкому разрушению без зарождения и роста вязкой трещины. Поэтому для достижения повышенной пластичности необходимо измельчать зерно.

Выводы

1. Исследованы параметры микро- и тонкой структуры перлитной стали, влияющие на прочностные, пластические и вязкие свойства при испытаниях на изгиб.

2. Установлено, что прочностные характеристики перлитной стали определяются, главным образом, дисперсностью перлита: чем меньше межпластиночное расстояние, тем выше прочность.

3. Показано, что при одинаковой дисперсности перлита пластичность определяется в наибольшей степени размером исходного аустенитного, отчасти размером перлитных колоний, и повышается с уменьшением этих микроструктурных параметров.

4. Подтверждено, что работа разрушения при изгибном нагружении прямо зависит от прочности и пластичности. Высокопрочное состояние приводит к хрупкому

разрушению, поэтому необходимо измельчать зерно для повышения сопротивления разрушению высокоуглеродистых сталей.

Список литературы

1. Счастливцев В.М. , Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табатчикова Т.И., Хлебникова Ю.В. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2006, 311 с.
2. Porter D.A., Easterling K.E., Smith G.D.W. Dynamic stadies of the tensile deformation and fracture of pearlite./ Acta Met.,1978, v. 26, p. 1405-1422.
3. Изотов В.И., Поздняков В.А., Лукьяненко Е.В. Усанова О.Ю., Филиппов Г.А. Влияние дисперсности перлита на механические свойства, деформационное поведение и характер разрушения высокоуглеродистой стали. ФММ. 2007. Т. 103. № 5. С. 549-560.
4. Макаров А.В, Саврай Р.А., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Егорова Л.Ю. Механические свойства и особенности разрушения при статическом растяжении высокоуглеродистой стали с перлитными структурами различного типа. ФММ. 2007. Т. 104. № 5. С. 542-555.
5. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: Наука. 1993. 280 с.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ И ДЕФЕКТОВ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Филиппов Г. А., *Белкин А. А., Ливанова О. В.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия
**ОАО «ЦТД «ДИАСКАН», г. Луховицы, Московская обл., Россия*
iqs12@yandex.ru

Срок службы почти половины магистральных нефтепроводов России близок к амортизационному сроку эксплуатации, а доля нефтепроводов с возрастом свыше 33 лет составляет примерно 40%. Старение и увеличение общей протяженности трубопроводов, повышение рабочих давлений, усложнение природно-технических и социальных условий эксплуатации определяют возросшие требования к надежности и безопасности эксплуатации трубопроводов. Своевременная диагностика и оценка параметров сопротивления разрушению металла труб позволяют снизить риск преждевременных разрушений трубопроводов и прогнозировать их остаточный ресурс. Основными техническими причинами аварий на трубопроводном транспорте являются повреждения в результате случайных внешних воздействий (33 %), брак, допущенный при проектировании и монтаже – (24 %);) брак при производстве труб (17 %); наружная коррозия (20 %) и нарушение регламента эксплуатации (6 %) [1, 2]. Следовательно, более половины аварий на трубопроводах связаны с накоплением повреждений в металле трубы и сварных швах.

До недавнего времени разрушение по механизму коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) считалось характерным для магистральных газопроводов, где уровень рабочих давлений достигает 9,8 МПа, что существенно превышает средние показатели для нефтепроводов. Анализ причин разрушения труб магистральных нефтепроводов за период 2007-2009 гг. выявил неединичные случаи разрушения металла труб и сварных соединений по коррозионно-усталостному механизму. В качестве объекта исследования были выбраны трубы из стали типа 17ГС со сроком ввода в эксплуатацию в период 1975-1976 г. Химический состав основного металла труб и наплавленного металла сварных соединений представлен в таблице 1.

Таблица 1. Результаты химического металла трубы и сварного соединения

Место отбора проб	Содержание элементов, % масс*								
	C	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Cr**	**Ni**	**Cu**	**Al**
Основной металл,	0,12-0,20	0,29-0,50	0,90-1,50	0,013-0,027	0,012-0,035	0,023-0,11	0,042-0,098	0,053-0,13	0,027-0,033
Сварное соединение	0,085-0,12	0,538-0,59	1,60-1,20	0,012-0,026	0,012-0,032	0,023-0,060	0,058-0,085	0,085-0,14	0,007-0,012

Для металла сварного соединения характерно более низкое, чем в основном металле трубы содержание углерода. Степень загрязненности вредными примесями близка.

В исследованных трубах разрушение произошло по месту исходного концентратора напряжения, которым явились риски на наружной поверхности трубы и заводские дефекты сварного шва, «непровары». Данные дефекты привели к локальному уменьшению толщины стенки трубы, возникновению концентраторов напряжений и, как следствие, к росту окружного напряжения.

Металлографический анализ металла из области разрушения выявил наличие признаков типичных для разрушения по механизму КРН. Параллельно основной магистральной трещине, вызвавшей разрушение, присутствуют множественные зародышевые трещины, протяженностью до 15 мм. В области зарождения и распространения стабильной трещины ее рост происходил без следов пластической деформации, о чем свидетельствует отсутствие искривления перлитных полос. Фронт распространения трещины представляет собой ломаную линию. Вблизи дефекта молязация водорода происходит на вытянутых вдоль направления прокатки сульфидных включениях. Для микрорельефа в области распространения трещины, как сварного соединения, так и основного металла трубы характерны области хрупкого разрушения с множественными вторичными трещинами (рис. 1).

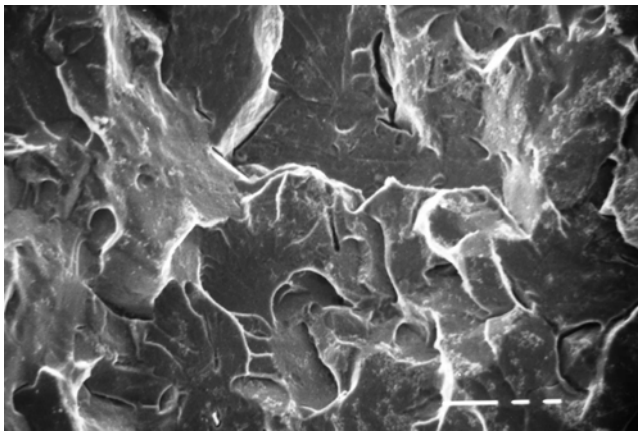


Рис.1. Микрорельеф реального излома металла трубы, х1000

Стандартные механические свойства, как основного металла трубы, так и сварного соединения при испытании на растяжение и ударный изгиб удовлетворяют требованиям нормативной документации и данным заводских сдаточных испытаний. Это подтверждает известный факт низкой эффективности стандартных испытаний при диагностике деградационных процессов в трубных сталях [2, 3]. Для оценки сопротивления металла труб коррозионно-усталостному разрушению необходимо ужесточение условий испытаний, например, проведение испытаний на образцах с острым концентратором напряжений или в присутствии коррозионной среды.

Результаты испытаний на статический изгиб образцов с острым надрезом представлены в таблице 2.

Таблица 2. Параметры сопротивления разрушению при испытаниях на изгиб

Место отбора образцов	$\sigma_р$	$\sigma_{от}$	$f_{пл}$ мм	*Аз*	*Ар*	A_Σ,	COD мм
	Н/мм^2			Дж/см^2			
Металл трубы	1125	747	0,94	12,05	27,4	39,4	0,13
Сварное соединение	1061	709	1,04	13,1	30,8	43,9	0,23

Разрушающее напряжение $\sigma_р$ и предел общей текучести $\sigma_{от}$ для основного металла трубы имеют более высокие значения в сравнении с металлом сварного соединения, что очевидно определяется содержанием углерода. Значение стрелы пластического прогиба $f_{пл}$ и работы зарождения трещины *Аз* близки, а работа распространения трещины Ар и следовательно суммарная работа разрушения A_Σ несколько выше для металла сварного соединения.

В результате проведения циклических испытаний установлено, что продолжительность инкубационного периода, времени до зарождения усталостной трещины, для основного металла трубы составляет 4,9 тыс. циклов, что в 1,6 раза превышает соответствующий показатель для металла сварного соединения. Средняя скорость роста усталостной трещины для основного металла трубы составляет 1,1•10-4 мм/цикл, против 1,7•10-4 мм/цикл для металла сварного соединения.

В наибольшей степени склонность металла к коррозионно-усталостному разрушению отражают испытания на замедленное разрушение в присутствии коррозионной среды и водорода. Они показали, что в образцах металла из области термического влияния по сравнению с основным металлом трубы происходит снижение работы зарождения трещины на 40% и увеличение средней скорости роста стабильной трещины более чем в 2 раза (таблица 3). Это очевидно связано с неоднородностью структуры, присутствием в ней сдвиговых составляющих, повышенным уровнем остаточных напряжений и возможным наводораживанием металла, как в процессе сварки, так и длительной эксплуатации по причине менее плотного прилегания гидроизоляции в околошовной зоне. Для наплавленного металла сварного соединения при испытании на замедленном разрушении значения работы зарождения и распространения трещины выше, чем основной металл трубы.

Таблица 3. Результаты испытаний на замедленное разрушение

Место отбора образцов	$\sigma_р$	$\sigma_{от}$	$f_{пл}$ мм	*Аз*	*Ар*	A_Σ,	*V*ср•10^2, мм/мин
	Н/мм^2			Дж/см^2			
Основной металл трубы	925	637	1,05	12,0	17,8	29,8	2,3
Околошовная зона	925	750	0,53	7,1	17,6	24,7	5,2

Таким образом, в процессе разрушения трубной стали по коррозионно-усталостному механизму в процессе длительной эксплуатации практически не наблюдается снижения стандартных механических свойств, как в основном металле трубы, так и в металле сварного соединения. За счет более низкого содержания углерода трещиностойкость металла сварного соединения при испытании на изгиб несколько выше, чем основного металла трубы. При этом металл сварных соединений характеризуется более низким сопротивлением усталостному разрушению. Наиболее

низкие параметры сопротивления коррозионно-усталостному разрушению отмечены для металла образцов из околошовной зоны.

Список литературы

1. Даминов И.А., Садыков Р.В. Обоснование рабочего давления в трубопроводе на основе прогноза роста коррозионных повреждений // Мониторинг и безопасность трубопроводных систем. – Уфа, 2006. – № 1. – С. 28-32.
2. Сагарадзе В.В., Филиппов Ю.И.., Матвиенко А.Ф., Мирошниченко Б.И., Лоскутов В.Е., Канайкин В.А. Коррозионное растрескивание аустенитных и ферритоперлитных сталей. Екатеринбург: УрО РАН, 2004, 228 с.
3. Филиппов Г.А., Ливанова О.В., Дмитриев В.Ф. Деградация свойств металлов при длительной эксплуатации магистральных трубопроводов // Сталь. 2003. №2. С. 84-87.

ПРОЧНОСТЬ, ХЛАДОСТОЙКОСТЬ И ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Морозов Ю. Д., Саркиц И. Г., Филиппов Г. А.,. Чевская О. Н.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»
morozov@chermet.net

Важной проблемой использования толстолистового проката для строительной индустрии является уровень и различие механических свойств и вязкость разрушения в различных направлениях, связанные с неоднородностью химического состава и структуры, наследуемой при прокатке непрерывнолитой заготовки и приобретаемой в ходе термодеформационной обработки.

Известно, что анизотропия свойств зависит от режимов термодеформационной обработки и термической обработки после горячей деформации

В настоящей работе было исследовано изменение структуры и свойств толстолистового проката из стали типа 13Г2 с различным содержанием углерода и микролегирующими добавками карбонитридообразующих элементов в зависимости от толщины (от 20 до 70 мм) и режимов прокатки.

Материалом исследования служил прокат из стали следующего химического состава (таблица 1).

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

№ плавки	Режим прокатки	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	N	$C_{экв}$
1	КП	0,15	1,49	0,35	0,009	0,006	0,032	0,045	0,002	0,003	0,004	0,41
2	НП	0,17	1,51	0,40	0,010	0,005	0,031	0,044	0,005	0,002	0,007	0,43
3	КП	0,13	1,49	0,36	0,012	0,004	0,037	0,004	0,047	0,002	0,004	0,40

КП – контролируемая прокатка; НП – нормализационная прокатка

Механические свойства и трещиностойкость исследовали в трех различных направлениях: вдоль и поперек направления прокатки, а также в z-направлении. Исследовали стандартные механические свойства при растяжении и параметры сопротивления зарождению, распространению трещины и вязкость разрушения.

В результате исследований установлено, что в толщинах 20 – 30 мм после термомеханической прокатки механические свойства стали близки. Для проката толщиной 70 мм после нормализационной прокатки наблюдается возрастание уровня прочности на 35-55 Н/мм^2 и некоторые снижение пластичности от 24-28% до 19%. Однако, ударная вязкость при испытаниях при -50°С оказалась даже выше, чем в меньших толщинах.

Стандартные механические свойства исследованных сталей представлены в таблице 2.

Таблица 2. Механические свойств исследованных сталей

№ плавки	Режим прокатки	Толщина проката, мм	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ
			Н/мм^2		%
1	КП	30	397	549	24
2	НП	70	430	585	19
3	КП	20	376	529	28

Таким образом, в результате исследований установлено, что микролегированная ниобием сталь, прокатанная по режиму нормализационной прокатки, обеспечивает высокий комплекс и пониженную анизотропию механических свойств в прокате больших толщин.

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА ТВЕРДОСТЬ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ

***Гриншпон А. С., Иванов Б. С., Комков Н. А., Филиппов Г. А.**

**ОАО «ВМЗ», г. Выкса, Россия*
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия
iqs12@yandex.ru

Основными причинами пониженного сопротивления хрупкому разрушению высокопрочных сталей является неоднородность структуры и повышенное содержание вредных примесей [1]. Неоднородность структуры приводит к образованию локальных «пиков» напряжений, что снижает сопротивление зарождению и распространению хрупкой трещины. Примеси, склонные к образованию сегрегаций на внутренних поверхностях раздела металла, снижают межзеренное сцепление, способствуя интеркристаллитному хрупкому разрушению [1, 2].

Выплавка стали на основе чистых шихтовых материалов, внепечная рафинирующая обработка и вакуумирование позволяют получать металл высокой степени чистоты по вредным примесям (сера, фосфор, цветные элементы) и неметаллическим включениям. Однако, эффект повышения степени чистоты стали может быть уменьшен в результате повышения степени неоднородности структуры из-за развития процессов рекристаллизации стали в ходе нагрева стали под закалку, что приводит к снижению сопротивления хрупкому разрушению изделий после термообработки.

Одним из путей решения этой проблемы является модифицирование стали в ходе ее выплавки изменением порядка ввода и количества раскислителей, в частности, алюминия. Хорошо известно, что стали, раскисленные алюминием, являются наследственно мелкозернистыми [3, 4]. Следует отметить, что раскисление стали алюминием приводит к снижению содержания примесей, продуктов раскисления

стали кремнием, что повышает трещиностойкость и сопротивление замедленному разрушению стали в закаленном состоянии [3].

В рамках данной работы была выплавлена лабораторная плавка колесной стали, микролегированной ванадием и алюминием. Плавка имела следующий химический состав: C=0,67%, Si=0,24%, Mn=0,77%, Cr=0,35%, Ni=0,28%, Al=0,06%, N_2=0,018%, V=0,08%.

В работе проведены комплексные исследования влияния микролегирования азотом и карбо-нитридообразующими элементами на структуру, твердость и ударную вязкость колесной стали. Уровень механических свойств приведен в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства лабораторной плавки колесной стали

	Твердость HB	Ударная вязкость KCU, Дж/см^2
Обод		
	332	35,7
Требования ТУ 0943-157-01124328-2003	320-360	Не менее 16
Диск		
	255	34,8
Требования ТУ 0943-157-01124328-2003	-	Не менее 18

Известно, что рациональное раскисление и микролегирование карбо- нитридообразующими элементами является эффективным способом повышения запаса вязкости в углеродистых и легированных сталях [3].

Микролегирование колесной стали азотом в сочетании с карбонитридообразующими элементами повышает запас вязкости в металле обода и диска колес до уровня 35,7 и 34,8 Дж/см^2 соответственно.

Высокие значения ударной вязкости в ободе и диске являются следствием образования дисперсной структуры и наличия свободного феррита, что подтверждается данными электронно-микроскопического исследования. Исследования поверхности изломов образцов из обода и диска колес, выявили смешанный хрупко-вязкий характер разрушении.

Были выполнены исследования тонкой структуры, в металле после обработок, имитирующих термическую обработку обода и диска колес, выявлены дисперсные нитриды алюминия, располагающиеся внутри и на границах зерен, способствующие измельчению зерна.

Таким образом, при получении в стали содержаний алюминия и азота в пределах, обеспечивающих растворение нитрида алюминия при температуре 1200-1250^{0}C, имеет место измельчение зерна и микроструктуры, что повышает уровень ударной вязкости в диске колес за счет модифицирования структуры частицами нитрида алюминия.

Список литературы

1. Потак Я.М. Хрупкое разрушение стали и стальных изделий, М.Оборонгиз, 1955, 388с.
2. Князева В.Р., Сарак В.И., Филиппов Г.А. Сегрегация примесей и декогезия по границам зерен.// Поверхность. Физика, химия, механика. 1982, №5, с. 64-68.
3. Баранов С.М., Сарак В.И., Топаз Ж.Р., Филиппов Г.А. Внутренняя адсорбация примесей и склонность закаленной стали разного раскисления к задержанному разрушению.//ФХММ, 1978, №6, с. 59-63.
4. Баранов С.М., Сарак В.И., Топаз Ж.Р., Филиппов Г.А. Способ раскисления и необратимая отпускная хрупкость стали.//ФХММ, 1979, №2, с. 26-28.

УДК 669.15’24-194:620.181/178

ВЛИЯНИЕ МЕЖКРИТИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Fe–6,9 % Ni ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Хомская И. В.

Учреждение Российской академии наук ИФМ УрО РАН Екатеринбург, Россия
khomskaya@imp.uran.ru

Положительное влияние закалки и/или нормализации из (α+γ)-области, на механические свойства среднеуглеродистых конструкционных и двухфазных никелевых сталей известно около 40 лет [1–4]. Ранее было показано, что, изменяя механизм α→γ превращения за счет изменения скорости нагрева, в низкоуглеродистых сплавах Fe–6% Ni, можно получить аустенит различной морфологии [5]. Обнаруженные закономерности представляют интерес не только с точки зрения выяснения общей картины процесса образования аустенита, но и в аспекте влияния полученных структур на механические свойства исследованного криогенного сплава.

В работе изучено влияние различных типов структур, полученных закалкой из межкритического интервала температур, на прочность, пластичность и ударную вязкость сплава (Fe–0,1C; 6,9Ni; 0,4Si; 0,22Mn; 0,03Ti; 0,008 вес.%P). В качестве исходного состояния использовали две структуры: феррит +зернистый цементит и пакетный мартенсит. Нагрев в межкритический интервал осуществляли с разными скоростями ($V_н$) для того, чтобы получить в одном сплаве различные морфологические разновидности аустенита, отличающиеся размерами и формой кристаллов: глобулярные зерна аустенита; видманштеттовую., пластинчатую и смешанную пластинчато-глобулярную структуры (таблица). При охлаждении из межкритического интервала температур образующийся аустенит превращается в α-фазу. Продукты γ→α превращения размещаются в пределах участков бывшей γ-фазы. Таким образом, в результате частичных α→γ и γ→α превращений в исследованном сплаве с двумя типами исходных структур получили четыре морфологических типа двухфазных структур: ферритно-мартенситную (видманштеттовую или глобулярную) и дуплексную (пластинчатую или пластинчато-глобулярную). Количество «нового» мартенсита в каждом из четырех типов структур (таблица) было регламентировано и составляло ~30% или 50-60%.

Таблица. Типы структур, полученные в сплаве Fe–6,9Ni–0,1C , после нагрева с различными скоростями ($V_н$) в двухфазную (α+γ)-область и закалки

Исходная структура	$V_н$, град/мин	Структура, полученная после охлаждения из межкритического интервала температур
феррит+ зернистый цементит	0,05	дисперсная видманштеттовая ферритно-мартенситная структура
	100	глобулярная ферритно-мартенситная структура
мартенсит	0,4	дисперсная пластинчатая дуплексная структура
	100	смешанная пластинчато-глобулярная дуплексная структура

Показано, что уровень механических свойств Fe–6,9Ni–0,1C сплава, зависит от типа исходной структуры, скорости и температуры нагрева в межкритический интервал температур. Сплав с видманштеттовой ферритно-мартенситной структурой, содержащей ~30% дисперсных видманштеттовых кристаллов мартенсита, обладает более благоприятным сочетанием прочностных и пластических свойств ($\sigma_в$=900-1300 МПа; $\sigma_{0,2}$=500-800 МПа и δ=22-25%, ψ =60-55%;), чем этот же сплав с глобулярной ферритно-мартенситной структурой. Увеличение количества мартенсита от 30 до 50-60% в сплаве с глобулярной ферритно-мартенситной структурой, в отличие от сплава с видманштеттовой структурой, приводит к получению желательного сочетания высокой прочности с хорошей пластичностью при низких температурах. С увеличением количества мартенсита в структуре возрастает доля вязкой составляющей в изломе, повышается ударная вязкость и снижается (до −120°C) порог хладноломкости исследованного сплава. Хрупкая мартенситная фаза в двухфазной ферритно-мартенситной смеси ведет себя вязко, то есть, поведение отдельных фаз в двухфазных сплавах отличается от присущего им поведения в однофазном состоянии.

Сплав Fe–6,9Ni–0,1C с дисперсной пластинчатой дуплексной структурой, содержащей ~30% “нового” мартенсита, имеет более высокие характеристики пластичности и ударной вязкости при низких температурах (δ=25%, ψ =65% и KCU^{20}=1,6; KCU^{-100}=1,2 МДж/м^2), чем этот же сплав со смешанной пластинчато-глобулярной структурой (δ=15%, ψ=55% и KCU^{20}=1,0; KCU^{-100}=1,0 МДж/м^2) при сохранении высокого уровня прочности ($\sigma_в$=1000-1200 МПа; $\sigma_{0,2}$=500-800 МПа).

Было определено, что в сравнении с полной закалкой, закалка из межкритического интервала приводит к повышению пластичности и ударной вязкости сплава Fe–6,9Ni–0,1C при сохранении удовлетворительного уровня прочности. При помощи закалки из двухфазной (α+γ)-области можно значительно (в 2,5 раза) повысить уровень ударной вязкости крупнозернистого сплава Fe–6,9Ni-0,1C с исходной мартенситной структурой и изменить характер разрушения с межзеренного на внутризеренный.

Сплав с исходной мартенситной структурой после медленного нагрева в двухфазную (α+γ)-область и последующей закалки имеет существенно более высокий уровень ударной вязкости, пластичности и прочности при низких температурах, чем этот же сплав с исходной структурой феррит+зернистый цементит после аналогичной обработки.

Работа выполнена по плану РАН тема «Структура» и при частичной финансовой поддержке гранта НШ-3706.2010.3

Список литературы

1. Полякова А.М., Садовский В.Д. Межкритическая закалка конструкционных сталей // МиТОМ. 1970. №1. С. 5-8.
2. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. М.: Металлургия,1984. 205 с.
3. Штратман П., Хорнбоген Э. Механические свойства двухфазных дуплексных и дисперсных структур никелевых сталей // Черные металлы. 1979. №12. С.35-40.
4. Счастливцев В.М., Бармина И.Л., Яковлева И.Л. Устойчивость ревертированного аустенита в криогенных сталях при циклическом охлаждении и пластической деформации //Докл. межд. конф. Криогенные материалы и сварка. Киев: Наукова думка, 1986. С. 48-50.
5. Зельдович В.И., Хомская И.В. Влияние скорости нагрева и исходной структуры на процесс образования аустенита в низкоуглеродистых сплавах Fe-6%Ni // ФММ. 1988. Т.65. № 2. С. 365-374.

ОЦЕНКА НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ И ОСТАТОЧНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Рыбак Т , Попович П., Мотрук С.

Тернопольский национальный технический университет, Тернополь, Украина,
PPopovich@ukr.net

При эксплуатационных нагрузках сварных узлов рамных металоконструкций наименьшую долговечность имеют сварные соединения, причина разрушений— резкий перепад жесткости при переходе от одного элемента узла к другому, скопление сварных швов, их размещение в местах высоких напряжений от действия эксплуатационных нагрузок, дефекты сварных соединений. При наличии в элементах конструкций начальных дефектов (поры, непровары, др.) и действии переменных нагрузок, напряжения разрушения, будут ниже предела текучести в 1,5 в 4 раза. Проблема проектирования несущих рамных систем связана с их оптимизацией за материалоемкостью, геометрией построения основных принципиальных схем и прогнозированием ресурса работы сборочных единиц. Ощутимый эффект достигается путем решения следующих проблем аналитически - поискового и экспериментально - исследовательского характера:

- разработка алгоритма НДС конструкций в динамической постановке задачи с соответствующим программным обеспечением и получения на этой основе достоверных числовых значений искомых параметров;
- определение действительной динамики нагруженості рассматриваемого объекта, путем проведения обстоятельных экспериментальных исследований в реальных условиях эксплуатации машин. Следующей процедурой является статистическая обработка полученного цифрового материала;
- выбор оптимальных критериев оценки несущей способности с позиции трещиностойкости при мало и многоцикловом усталостном разрушении.

Для разработки методики оценки несущей способности и остаточной долговечности, для заданного класса машин, за механизмами нагруженості элементов и узлов (геометрически могут быть не подобными) формируются классы несущих узлов. После чего, для каждого из классов, строятся расчетные модели на основе первого закона термодинамики: складывается баланс энергии и изменения скорости энергии для металлоконструкции, после рассчитывается скорость разрушения и прогнозируется ресурс работы.

Список литературы.

1. В.В. Болотин. Прогнозирование ресурса машин и конструкций. – М. Машиностроение, 1984.-312с. :ил.
2. Дарчук А.И. и др. Усталостное разрушение и долговечность конструкций.- К.: Наукова думка, 1992.- 184 с.
3. Рыбак Т.И. Случайные величины (явления) и их систематизация в аналитических и экспериментальных исследованиях. Методическое пособие. Тернополь.- 1998.- 52 с.

КОЛЛЕКТИВНЫЕ ЭФФЕКТЫ В СИСТЕМЕ ДЕФЕКТОВ МИКРО И МЕЗО МАСШТАБА И МАКРОРАЗРУШЕНИЕ

Лексовский А. М., Баскин Б. Л.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С-Петербург, Россия
albert.leksowskij@mail.ioffe.ru

Известно, что под действием механического напряжения в одних телах, например, в ряде полимеров, композитах, в поликристаллических металлах может появиться множество микротрещин уже на раннем этапе нагружения. В других материалах, например, в неорганических стеклах, в монокристаллах тугоплавких соединений микротрещины масштаба (0.1-1μm) практически не появляются. Но по данным атомно-силовой микроскопии, как оказалось [1], трещины нано масштаба в том же классическом хрупком стекле под нагрузкой появляются и даже медленно развиваются как в пластичных металлах. Ясно, что простейшие представления о микротрещине как концентраторе напряжений, перенесенные с трещины макро масштаба (когда ее размер >> структурного элемента) уже явно недостаточны, они неадекватны и требуют серьезной корректировки и переосмысления. Имеется острая необходимость в разработке физической модели развития поврежденности и перехода к динамическому разрушению [2,3]. В этой проблеме коррелированное зарождение и взаимодействие микротрещин является решающим, последним звеном в микромеханике разрушения.

В работе рассматриваются результаты экспериментального наблюдения в условиях деформирования растяжением процесса зарождения и взаимодействия дефектов микро и мезо масштаба. Использовались методы растровой электронной микроскопии (РЭМ) в варианте in situ, амплитудно-временной и статистический анализ потока сигналов акустической эмиссии (АЭ) в варианте линейной локации. Геометрия образцов из эпоксидной смолы и их термообработка (с насыщением йодом) обеспечивали возможно полное приближение к напряженному состоянию типа плоской деформации при растяжении образцов непосредственно в колонне РЭМ. В случае применения АЭ использовались композитные образцы на основе эпоксидной смолы или алюминиевого сплава в качестве матрицы со структурой однонаправленного расположения армирующих борных, углеродных или стеклянных волокон. Применение высокомодульных волокон позволяет успешно моделировать практически объемное напряженное состояние для появления трещин в результате разрыва волокна. Именно это обстоятельство может обеспечить возможно более полную адекватность условий в развитии структурных изменений в наших миниатюрных образцах по сравнению с требованиями к геометрии образцов в соответствии с положениями механике разрушения. Растяжение с постоянной скоростью деформирования выбрано с целью уменьшения влияния релаксационных процессов, что делает режим эксперимента более жестким по сравнению, напр., с испытанием на ползучесть

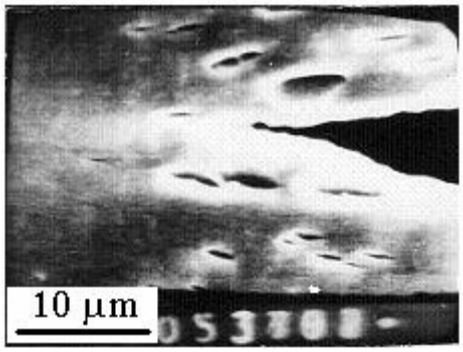


Рис. 1.

На рис.1 приведен кадр (из общего числа более 53000) из видеофильма (с дискретностью записи 0.04с) развития зоны процесса в вершине магистральной трещины. Генерация микро трещин в вершине концентратора во времени развивается следующим образом. Основной, не прерывающийся процесс – это периодический процесс рождения одиночной трещины в месте максимальной

концентрации энергии упругой деформации в предвершинной области, в течение которого постепенно увеличивается размер рождающейся трещинки с некоторым сокращением временного интервала. Магистральная трещина развивается только в направлении максимальных растягивающих напряжений, в месте концентрации которых рождается именно та микротрещина, с которой магистральная плавно объединяется с последующей непременной кратковременной остановкой. На определенном этапе на этот процесс накладывается генерация группы (ансамбля) микротрещин в направлении максимальных тангенциальных напряжений (см. рис. 1). Размер и количество микротрещин в луче сначала увеличивается, частота генерации также нарастает, но после достижения некоторой скорости магистральной трещиной этот процесс полностью вырождается, угол раскрытия лучей уменьшается, и остается только основной процесс генерации одиночных микротрещин. Все микротрещины на всем протяжении развития магистральной трещины зарождаются взрывообразно с непременным быстрым спадом первоначальной скорости примерно на 1.5–2 порядка. И индивидуальные микротрещины, и их ансамбли выступают в качестве элементов, тормозящих скорость нарастания энергии упругой деформации в зоне процесса.

При этом магистральная трещина в логарифмическом масштабе в целом имеет четко выраженный тренд – линейное нарастание скорости, который, однако, сменяется в последние секунды скачкообразным (в 5-10 раз) увеличением скорости при каждом [3] рождении нескольких новых микротрещин возрастающего размера. Такое развитие событий дает основание предполагать, что эти скачки скорости обусловлены изменяющимся соотношением между скоростью освобождаемой при рождении микротрещины энергией упругой деформации и диссипативной способностью, энергоемкостью окружающего материала. Анализ данных РЭМ in situ ставит вопрос о проведении дополнительных экспериментов в развитие гипотезы о роли энерго - диссипативных процессов в микромеханике разрушения.

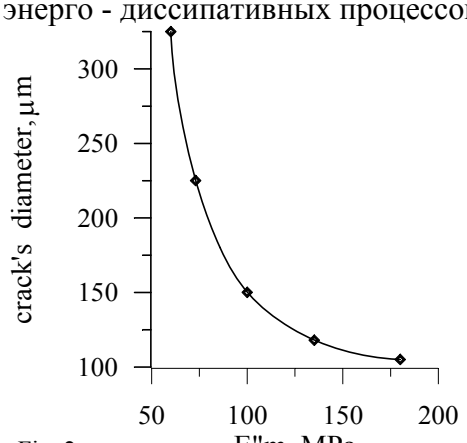


Fig. 2.

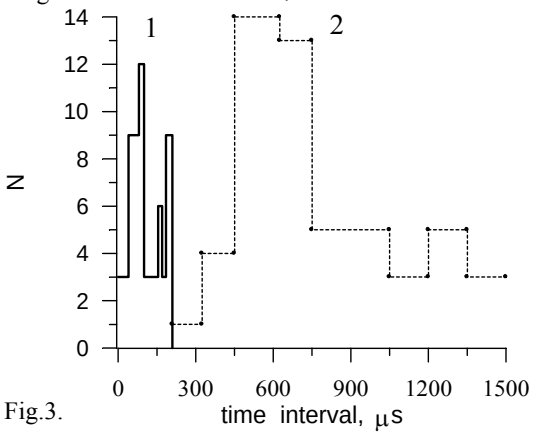


Fig.3.

На рис.2 представлены экспериментальные [4] данные по изменению размера трещины в блоке полимера (матрицы) при разрыве запечатанного в него стеклянного волокна в зависимости от диссипативных свойств (максимального значения модуля механических потерь $E``$) полимера. При одной и той же величине освобождаемой энергии упругой деформации при разрыве волокна размер трещины в матрице тем больше, чем меньше её диссипативные свойства. Представляется, что эти данные подтверждают справедливость гипотезы об уменьшении диссипативных свойств материала по мере прорастания магистральной трещины как в предвершинной области (зоне процесса), так и в образце в целом.

Известно, что рождение дефектов надатомного масштаба сопровождается соответствующим дискретным изменением энергии упругой деформации, а при рождении дефекта масштаба 0.1–1 μm и выше такой акт может быть зафиксирован методом акустической эмиссии. Обычно принято считать, что в основе коррелированного процесса развития таких дефектов лежит упругое, линейное взаимодействие полей

напряжений этих дефектов. При этом априори считается, что переход на стадию коррелированного взаимодействия микротрещин является необходимым и достаточным условием макро разрушения в целом.

Как оказалось, диссипативные свойства матрицы определяют (см. рис.3) и скорость перераспределения локальных напряжений. Изучение распределения времен следования сигналов акустической эмиссии [5] в микросекундном диапазоне для структуры однонаправленного композита на основе углеродных волокон (V_f = 60%) показало, что максимум распределения лежит отнюдь не в пределах упругого взаимодействия (1– 3) μs, а далеко за этими рамками – в диапазоне от десятков μs (для ПЭИ-Н) до 10^3 μs (для ПЭИ). Эти значения много больше, чем при упругом перераспределении напряжений, но достаточно малы, чтобы можно было пренебречь в данных экспериментах увеличением внешней нагрузки. Как видно, диссипативные свойства влияют на скорость перераспределения напряжений и определяют задержанное разрушение волокон, соседних с разрушенным. Этот экспериментальный результат является прямым доказательством решающего влияния именно релаксационного, а не только упругого перераспределения локальных напряжений на развитие процесса микроповреждений.

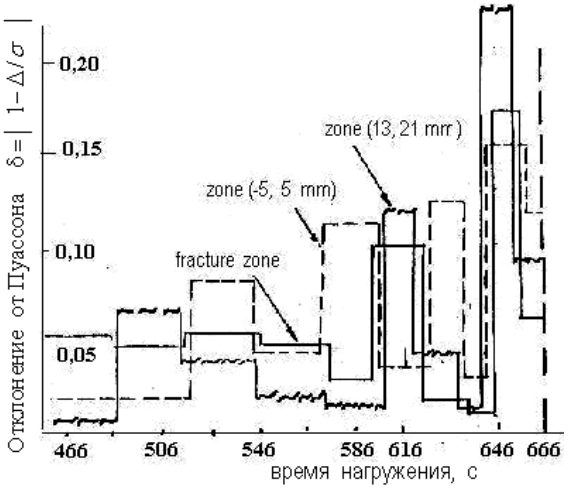


Рис.4.

На рис.4 приведены графики изменения δ – параметра коррелированности, отклонения от Пуассоновского процесса при деформировании однонаправленного углепластика. Здесь Δ – средний интервал времен следования импульсов АЭ, σ – дисперсия этого распределения. Как можно видеть, возникающее коррелированное зарождение микро трещин в одном из сечений даже в режиме активного нагружения вместо перехода на большее ускорение процесса прерывается, становится пуассоновским, несвязанным потоком событий, но при этом коррелированный процесс активизируется в одной из соседних областей. Такая противофазность в активности процесса образования микротрещин может являться следствием релаксационных процессов в соседних зонах образца.

Представляется, что выше изложенные экспериментальные результаты позволяют сделать следующее заключение. Итоговый размер рождающегося дефекта зависит от соотношения между освобождаемой энергией упругой деформации и диссипативными свойствами, энергоемкостью ближайшего окружения. Чем больше энергоемкость в этом соотношении, тем вероятнее появление множества дефектов и взаимодействие между ними будет определяться релаксационными свойствами. Упругое взаимодействие между дефектами и макро катастрофа в целом наступает при практически полном подавлении диссипативных свойств.

Список литературы

1. F. Célarié, S. Prades, D. Bonamy at al // Phys. Rev. Lett. 90, 075504 (2003)
2. А.М. Лексовский, А.В. Гаврилин, Б. Л. Баскин // Письма в ЖТФ, 2008, т. 34, в. 5, с. 46
3. A. Leksowskij, B.L. Baskin, at al. //Solid State Phenomena, v. 137 (2008), p.p. 9-14
4. В.Е. Юдин, А.М. Лексовский //ФТТ,2005, т.47. в.5, с.975
5. A.P.Tishkin, G.N.Gubanova, A.M.Leksovski, V.E.Yudin //J. Mater. Sci., 1994, v.29, 632.

ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ КАК МЕРА ДИССИПАЦИИ КИНЕТИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ В ПРОЦЕССАХ ДИНАМИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ

Савенков Г. Г., [1]Барахтин Б. К., [2]Мещеряков Ю. И.

ФГУП «НИИ «Поиск», [1]ФГУП «ЦНИИКМ «Прометей»,
[2]ИПМаш РАН, г. Санкт – Петербург, Россия
sav-georgij@yandex.ru

Ударно–волновое нагружение твердого тела, приводящее к откольному разрушению, создает в нем сложную картину распределения напряжений, деформаций и движений микрообъемов, которые имеют различную скорость относительно друг друга [1].

К настоящему времени экспериментальное изучение откольного разрушения производится «внешними» датчиками, по отношению к «внутренним» процессам, происходящим в зоне откола. Это снижает полноту и достоверность получаемой информации. Положение не спасают металлографические исследования разрушенных образцов, хотя и увеличивают объем полезной информации. Поэтому наряду с физическим экспериментом численное моделирование динамического (откольного) процесса разрушения является актуальной задачей исследования поведения материалов в условиях высокоскоростного нагружения. Важным звеном численного эксперимента является выбор эмпирического критерия, который определяет условия реализации разрушения.

Из критериев, распространенных в механике разрушения, в данной работе рассматривается энергетический [2]. Согласно этому критерию, рассматриваемый процесс должен быть энергетически выгодным, что определяется путем сопоставления суммы упругой потенциальной энергии растяжения и кинетической энергии с энергией разрушения, поглощенной в процессе откола, и которая является искомым параметром процесса. Однако, как справедливо указывалось в [3], вызывает возражения способ ее подсчета только по запасу упругой энергии растяжения откалывающейся пластины. В [3] эти возражения связывались с тем, что на разрушение может влиять и кинетическая энергия откольного слоя с учетом влияния релаксационных процессов на рост растягивающих напряжений при распространении нагрузки в глубь образца. Одной из характеристик релаксационных явлений в деформируемых телах является фрактальная размерность поверхности разрушения.

Целью данной работы является обнаружение связи фактора рельефа поверхности откола (фрактальной размерности) с работой разрушения.

Модель процесса

Удельная на единицу поверхности разрушения работа находится (при традиционном определении) из экспериментов по соударению пластин исходя из баланса упругой энергии деформации отколовшейся пластины и работы по отрыву материала [2]:

$$\int (\sigma^2/AE)dx \geq \lambda, \qquad (1)$$

где λ – удельная работа разрушения; σ – напряжение растяжения; E – модуль Юнга; A =2(1 – ν)/[(1+ν)(1+2ν)]; ν – коэффициент Пуассона; x – координата, отсчитываемая от свободной поверхности ударяемой пластины.

Однако в случае неотделения откольного слоя или неполного раскрытия трещины поверхность разрушения образца (мишени) не является абсолютно гладкой, а

шероховатой. К слою откола примыкают зоны рыхлого металла, насыщенные микро- и мезодефектами. Поэтому понятно, что определяемая по соотношению (1) удельная энергия разрушения является ее оценкой сверху, поскольку шероховатость поверхности разрушения приводит к увеличению ее площади и, соответственно, снижению удельной работы отрыва материала. Оценкой сверху является и энергия, рассеянная в мишени, которая находится по зависимости [3]:

$$E_p = E_o - 0{,}5\, P_0^2 \,/\, \rho L, \tag{2}$$

где E_p – энергия диссипированная в мишени (удельная работа разрушения); E_o – кинетическая энергия ударника на единицу площади; P_o^2 – его удельный импульс; ρ – плотность материала мишени; L – толщина мишени. Зависимость (2) относится к случаю, когда разделение на две части испытуемой пластины не произошло.

Считая, что пластины (ударник и мишень) выполнены из одного материала и в результате удара мишень не разделилась, но образовалась магистральная трещина, запишем более точно в соответствии с первым законом термодинамики баланс энергии в ударяемой пластине:

$$E_o S = 0{,}5\; P_0^2\; S/\rho L + \lambda S_p + Q, \tag{3}$$

здесь S – площадь торцевых поверхностей ударника и мишени (принято, что они равны между собой); S_p – площадь поверхности разрушения; Q – общее количества тепла, выделившееся в ходе процесса нагружения и разрушения.

Неоднократно было установлено, что шероховатые и нерегулярные поверхности разломов металлических тел являются фрактальными поверхностями [4]. В этом случае площадь поверхности разрушения определяется соотношением

$$S_p = \alpha\, d^{2(1-D)}, \tag{4}$$

где α – эмпирический коэффициент согласования; d – выделенный линейный масштаб при определении фрактальной размерности; D – фрактальная размерность ($1 \le D \le 2$).

Примем, что общее количество тепла, выделившееся при нагружении и разрушении в разрушенной зоне, также пропорционально площади разрушения S_p:

$$Q = q(c_p, \Delta T, \rho)\, S_p = q\, \alpha d^{2(1-D)}. \tag{5}$$

Здесь q – функционал трех указанных параметров: c_p – удельной теплоемкости, ΔT – перепада температур и ρ – плотности материала мишени.

Пусть $v = 1 - D$ и $q = z\lambda$, тогда, подставляя (4) и (5) в (3), получим общее количество энергии, диссипировавшейся в мишени:

$$(S/\alpha d^{-2v})\cdot(\, E_o - 0{,}5\, P_0^2/\rho L) = (1+z)\lambda. \tag{6}$$

Из соотношения (6) следует, что на степень диссипации кинетической энергии влияет только дробная часть фрактальной размерности: чем она больше (и, соответственно, больше фрактальная размерность), тем меньше удельные затраты энергии на разрушение мишени, т.е. кинетическая энергия ударника гасится за счет большей площади, вовлекаемой в процесс разрушения.

Таким образом, если λ – прочностная физическая характеристика материала в динамических условиях нагружения, а фрактальная размерность – параметр, характеризующий индивидуальные реализованные свойства материала при разрушении вообще и динамическом, в частности, то при тестировании или выборе материалов желательно определять обе характеристики с тем, чтобы сделать более точным прогноз поведения материала в условиях эксплуатации при ударных или взрывных нагрузках.

Материалы и методики экспериментальных исследований

Для проверки полученного результата были проведены испытания двух марок сталей 28Х3НВМФА и 12Х18Н10Т и никелевого сплав ХН75ВМЮ. Нагружение мишеней в виде дисков толщиной 5 – 7 мм и диаметром 52 мм осуществлялось плоскими ударниками, которые выстреливались пневматической пушкой калибром 37 мм со скоростью V=100 ÷ 450 м/с.

Испытанные образцы разрезались вдоль диаметра и подвергались металлографическим исследованиям на световом микроскопе «Неофот» и электронном растровом – *SEM* 535. Методом вертикальных сечений определялись фрактальные размерности контуров поверхностей разрушения образцов.

Результаты исследований и их обсуждение

Обработка полученных численных значений D по методу наименьших квадратов позволила установить линейную зависимость этой величины от скорости удара V:

$$D = - A\ V + B \tag{7}$$

и от времени действия растягивающего импульса T:

$$D = A_1 T + B_1, \tag{8}$$

где A, A_1 и B, B_1 – эмпирические постоянные.

Из зависимостей (6) и (8) следует, что диссипация кинетической энергии с ростом T должна увеличиваться, а удельная энергия разрушения – уменьшаться.

В традиционных испытаниях по определению удельной энергии разрушения приведенный результат должен соответствовать тому, что с увеличением интервала времени импульса растяжения эта энергия растет, что и наблюдается в экспериментах [2], где получена следующая зависимость:

$$\lambda = 2\gamma_o (T/t_o)^m,$$

где γ_o – удельная энергия образования поверхности; $t_o = 10^{-13}$ с – период колебания кристаллической решетки; m – эмпирический степенной показатель.

Выводы

1. Построена модель откольного разрушения с учетом релаксационных явлений в зоне образования трещины.
2. Найдена количественная связь работы разрушения с фрактальной размерностью поверхности трещины как мерой диссипации кинетической энергии, введенной в образец.
3. Полученные соотношения не противоречат данным других авторов.

Список литературы

1. Мещеряков Ю.И., Диваков А.К. Интерференционный метод регистрации скоростной неоднородности частиц в упруго-пластических волнах нагрузки в твердых телах. Л., 1989. (Препр./ АН СССР. Ленинградск. фил. ин-та машиноведения; № 25).
2. Разрушение разномасштабных объектов при взрыве. / Под общ.ред. А.Г. Иванова. Саров: РФЯЦ – ВНИИЭФ, 2001.
3. Канель Г.И. О работе откольного разрушения. // ФГВ. 1982. № 4. С. 84 – 88.
4. Иванова В.С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. М.: Наука, 1992.

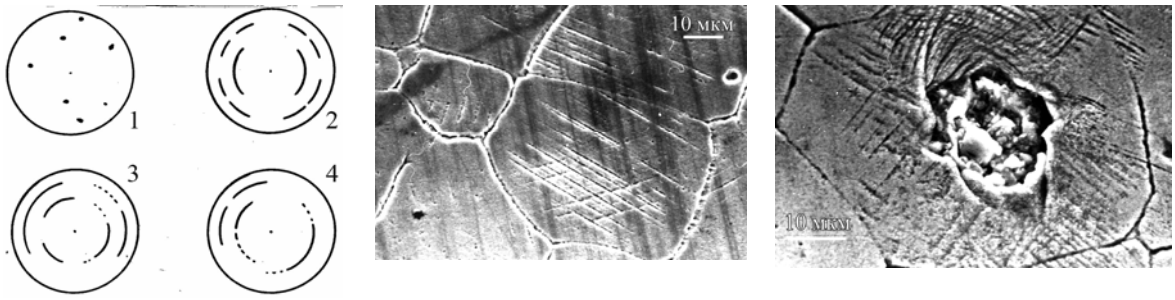
УДК 669.295:539.2

СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Савенков Г. Г.

ФГУП "НИИ "Поиск", г. Санкт-Петербург, Россия
sav-georgij@yandex.ru

Реакция реальных материалов, в частности сложнолегированных сталей, на динамическое воздействие существенно отличается от таковой при статическом или квазистатическом нагружениях. С увеличением скорости приложения динамической нагрузки в сталях происходят следующие изменения: увеличивается концентрация несовершенств кристаллического строения, перераспределяются поля локальных напряжений и локализованные текстурные превращения, увеличивается концентрация полос локализованного сдвига, происходит их трансформация в полосы адиабатического сдвига, наблюдается нарушения сплошности материала. В качестве примера, на рис.1*а* приведена схема изменения вида микропучковой рентгенограммы, зарегистрированной на разных удалениях от места приложения импульсной нагрузки в стали 28Х3СНМВФА. Азимутальное и радиальное распределения интенсивности зарегистрированного рентгеновского излучения говорят о произошедших измельчениях и разворотах в микрообъемах металлов и об изменениях плотности дислокаций.



а *б* *в*

Рис.1. *а*) - микропучковая рентгенограмма образца стали 28Х3СНМВФА при разных удалениях от места приложения импульсной нагрузки (чем меньше номер, тем дальше место); *б*) – следы грубого скольжения на шлифе образца стали ЭИ 743; в) - полосы скольжения, скрученные в спираль.

Другим примером структурных изменений (рисунок «б») явились результаты металлографического изучения шлифов из стали ЭИ 743, испытавшей нагружение в диапазоне скоростей удара 200 – 400 м/с. С увеличением скорости удара росло число зерен, в пределах которых обнаруживался рельеф грубого скольжения, соответствующего полосовым структурам. При скорости удара $V > 200$ м/с в некоторых зернах формировалась сетка из полос, занимавшая до половины площади зерен в их центральной части. Размер ячеек таких сеток не превышал 1,3 мкм. Рассмотрение профилей стенок при оптических увеличениях ~ 10^4 обнаруживает их рельефность. Вычисление фрактальной размерности D_f на базе R в 100 мкм по известному соотношению: $D_f = \ln(L/a)/\ln(R/a)$, где a = 1 мкм – величина используемого масштаба, R – расстояние между рассматриваемыми точками по прямой, L – длина профиля,

измеренная масштабной единицей a, дало значение D_f = 1,54, что близко к модельной кривой Коха с D_f =1,5. Данный факт позволяет считать, что полосовая структура сформирована в дислокационной субструктуре.

Поскольку полосы являются предвестником разрушения, а местом формирования сетки является центральная часть зерна, то можно полагать, что причиной возникновения области разупрочнения являются растягивающие напряжения, возникающие при разгрузке стального образца. В местах пересечения полос возникают достаточно высокие локальные напряжения, которые в конечном итоге приводят к раскрытию трещин квазискола вдоль границ образовавшихся фрагментов.

Дальнейшее повышение скорости нагружения, как показывают следы грубого скольжения, изогнутые вблизи микропустот, сопровождается массовым локализованным фрагментированием материала мишени, коллапсом образующихся при этом несплошностей и удалением из вскрытых микрообъемов обособленных частичек, размер которых не превышает 1,5 мкм. При этом, трещины расслоения образуют сложный извилистый профиль, который имеет фрактальную структуру. Определение фрактальной размерности таких структур для различных исследованных в работе сложнолегированных сталей позволило получить экспериментальную аналитическую зависимость изменения D_f как функции скорости удара V:

$$D_f = -AV + B, \qquad (1)$$

где A и B – экспериментальные коэффициенты (A>0, B>1).

Полученное уравнение, показывает что доля энергии, связанная с процессами диссипации (энергия разрушения E) на новых поверхностях макро– мезо– микротрещин, убывает с ростом скорости воздействия, поскольку фрактальная энергия разрушения применительно к нашему случаю в соответствии с [1] определяется выражением

$$E = k\eta^{2(D_f - 1)}, \qquad (2)$$

где η – масштаб наблюдения; k – постоянная, зависящая от свойств материала.

Как следует из соотношений (1) и (2) наибольшая рассеивающая способность реализуется в системах микро– мезодефектов, возникших в условиях квазистатики (V→0). Таким образом, ещё раз подтвержден тот факт, что при невысоких скоростях нагружения распространяющиеся в деформируемом материале трансляционные сдвиги и ротационные вихри за счет своей пространственно-временной согласованности успевают выполнять условие сохранения сплошности. Возможная задержка в срабатывании структурных механизмов “переключения” от одной моды деформации к другой приводит к быстрому выходу ротационной компоненты механического поля на свободную поверхность и разрушению, что было обнаружено на шлифах исследованной стали после воздействия на образец ударника со скоростью V≈400 м/с (рисунок «в»).

В целом можно сделать вывод о том, что при динамическом воздействии на сложнолегированные стали в структурах деформации и разрушения может наблюдаться различная топология.

Список литературы

1. Иванова В.С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. – М.: Наука, 1992. – 160 с.

УДК 620.178.7

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕДИ ПОСЛЕ ВСЕСТОРОННЕГО ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ОБЖАТИЯ

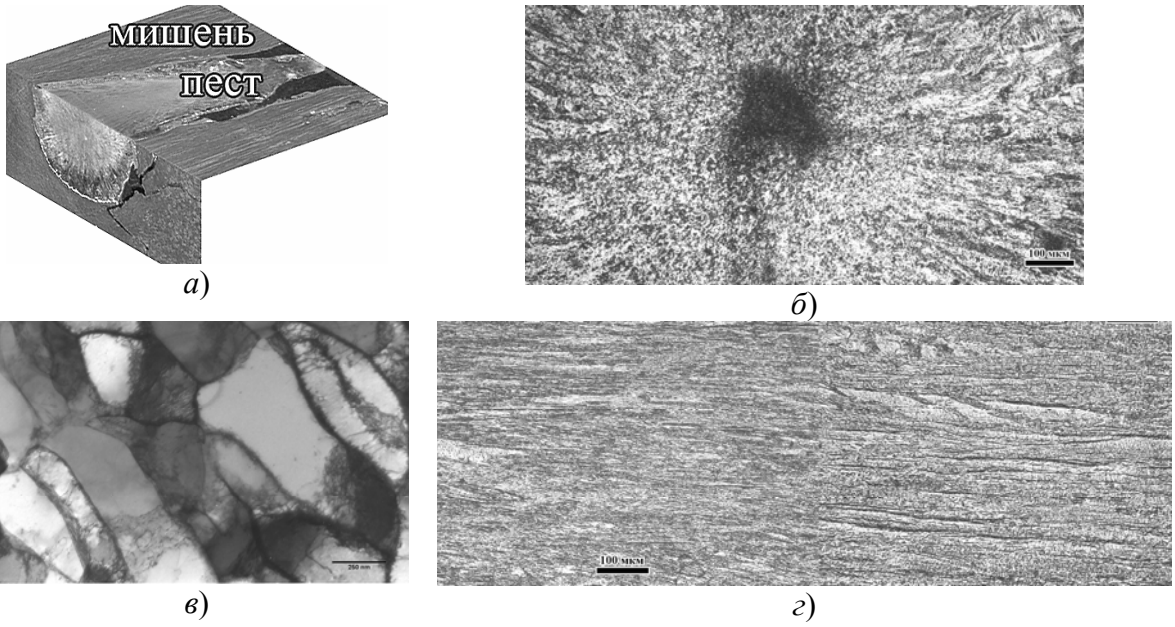
Барахтин Б. К., *Савенков Г. Г.

ФГУП " ЦНИИ КМ "Прометей", ФГУП "НИИ "Поиск", г. Санкт-Петербург, Россия

sav-georgij@yandex.ru

Многочисленными исследованиями установлено, что импульсная (взрывная) деформация металлов приводит к повышению их прочностных характеристик и, как правило, к существенному снижению их пластических свойств [1]. Однако известно, что в процессе взрывного формирования кумулятивной струи ($\dot{\varepsilon} = 10^4 \div 10^5$ с$^{-1}$) металлы испытывают экстремально высокие деформации $\varepsilon_{cr} \approx 10^3 \div 10^4$ % [2], что соответствует предельным деформациям металлов при квазистатических видах нагружения, деформируемых в состоянии структурной сверхпластичности (ССП). Ясных представлений о причинах общности характера пластического течения и микроструктурных изменениях в режимах обычной ССП и кумулятивного обжатия нет, что и явилось стимулирующим началом для настоящей работы.

В работе методами световой, электронной растровой и просвечивающей микроскопии исследовалась структура песта - хвостовой части кумулятивной струи, которая образуется при подрыве кумулятивного заряда. В песте веретенообразной формы сосредоточена почти вся масса материала облицовки заряда, - в нашем случае меди марки М1, предельно обжатого со всех сторон продуктами взрыва. Изучение структуры песта проводилось в двух взаимно перпендикулярных сечениях: поперек его оси и вдоль (рис.1).



а) *б*) *в*) *г*)

Рис.1. Аналитические сечения кумулятивного песта (*а*), строение зерен (*б*) и фрагменты (*в*) на поперечном сечении песта. Вид зерен на продольном сечении (*г*).

На шлифе поперечного сечения у внешней поверхности песта структура меди представлена зернами размерами 50х100 мкм, ориентированными вдоль радиуса к центру. По мере приближения к оси песта зерна измельчались до 10 мкм, приобретая равноосную форму. Внутри зерен зарегистрированы фрагменты 0,2х1,0 мкм с полигонизованной дислокационной структурой, которая формируется в деформированных металлах при повышенных температурах. Вблизи оси зафиксирована область в виде «гриба» размерами ~100х100 мкм, в пределах которой структуру зерен выявить не удалось вследствие повышенного химического растрава. Изменения формы и размеров зерен свидетельствовали о смене напряженно-деформированного состояния в материале.

На шлифе продольного сечения песта выявленный микрорельеф указывал на фрагментированные зерна в форме чечевицы, у которых отношение длины к поперечнику составляло 10:1. В пределах поля зрения продольный размер зерен варьировался от 20 до 600 мкм, причем маленькие зерна группировались вдоль границ более крупных, а массив зерен пронизывали протяженные полосы сброса. Обнаруженные особенности свидетельствуют о значительной пластической деформации металла, реализованной механизмом динамической рекристаллизации на фоне массовой фрагментации зерен.

Результаты структурных исследований позволяют воссоздать следующую картину эволюции структуры. При взрывном схлопывании облицовки заряда под действием ударной волны материал оболочки нагревается и испытывает мощное сжатие [3], направленное к геометрическому фокусу оболочки. В объемах, удаленных от фокуса, металл пластически деформируется с формированием зерен, ориентированных к оси песта. В этом состоит первая стадия структурных изменений. Впоследствии вблизи геометрического фокуса, где стеснение материала оболочки максимально, и изменилось напряженно-деформированное состояние, в массиве разогретых сжатием равноосных зерен меняется направление пластической деформации от радиального к центру на продольное вдоль оси. На этой (второй) стадии выявленный на шлифе микрорельеф указывает на полимасштабные изменения в структуре металла, которые можно истолковать как «токовую неустойчивость» высокоскоростного пластического течения. Принимая во внимание веретенообразную форму песта, можно предположить, что наибольшая скорость пластической деформации была достигнута в каналах деформации, расположенных в непосредственной близости к оси, - в зоне «гриба».

Выводы

1. Построена феноменологическая модель структурных изменений в медной оболочке кумулятивного заряда, предполагающая двухстадийное превращение.
2. Показано, что в условиях всестороннего высокоскоростного обжатия с изменением направления и скорости пластической деформации происходит смена механизма структурных изменений от полигонизации на первом этапе к динамической рекристаллизации на втором.
3. После схлопывания металлической оболочки кумулятивного заряда в осевой зоне песта обнаружены изменения, свойственные структурной сверхпластичности.

Список литературы

1. Эпштейн Г.Н., Кайбышев О.А. Высокоскоростная деформация металлов и структура металлов. М.: Металлургия, 1971.
2. Тришин Ю.А. Физика кумулятивных процессов. Новосибирск: ИГД, 2005.
3. Физика взрыва. Т.2./ Под ред. Л.П. Орленко. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2002.

КОМПАКТИРОВАНИЕ СЫПУЧИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПРОПУСКАНИИ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Самуйлов С. Д.

Учреждение Российской Академии наук Физико-Технический Институт им. А. Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия,
sam.mhd@mail.ioffe.ru

Актуальная прикладная проблема физики твёрдого тела - создание материалов с новыми свойствами, а также эффективных технологий их получения. Перспективный путь её решения – использование в качестве технологических инструментов потоков энергии большой интенсивности. Одним из наиболее мощных подобных инструментов является электрический ток большой плотности. Нами ведутся исследования электрофизической (электроимпульсной) технологии компактирования (брикетирования) дисперсных металлических сред [1 – 4].

Суть метода (рис. 1.) заключается в том, что для формирования пористого материала используется локальное и кратковременное воздействие на исходное сырьё потока энергии большой плотности, а именно короткий импульс электрического тока большой плотности. Локальность воздействия обеспечивается самим способом воздействия, а прочность материала обеспечивается за счёт импульсной электрической сварки контактов между частицами металла [2]. Материал может изготавливаться из техногенного сырья - металлической стружки и других отходов; металлических порошков, гранул, чешуек и т.п. и без использования защитной среды даже для таких химически активных металлов как титан.

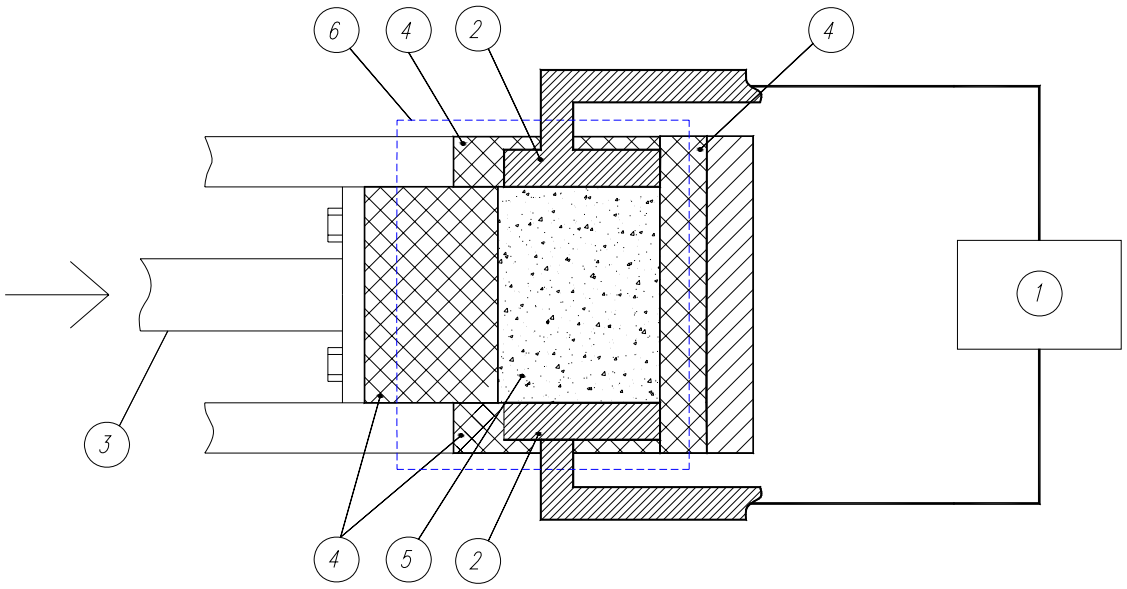


Рис. 1. Схема установки для брикетирования. 1 – Источник импульсного электрического тока, 2 – электроды, 3 – пресс, 4 - изоляторы, 5 – стружка, 6 –электроизолированная пресс-форма.

Предложенная электроимпульсная технология компактирования была исследована на большом количестве образцов из стружки и других металлических отходов различных металлов и сплавов, в том числе высокопрочных и реакционных; разного вида и качества, в том числе окисленных, загрязнённых смазкой и даже окрашенных;

получены образцы различной геометрической формы, разной плотности и прочности [1, 4]. При минимальных параметрах обработки (расход энергии *~5 квт час/т)* прочность брикетов на разрыв составила более *0,5 МПа*, что вполне достаточно для перевозки и переплава. Химический анализ показал, что брикеты из стружки пригодны для использования в качестве металлургической шихты даже для такого активного металла как титан [1]. Был предложен и опробован новый более технологичный вариант процесса, при котором электрический ток пропускается перпендикулярно направлению прессования (Фотография такой установки рис. 2., полученного брикета рис. 3.)

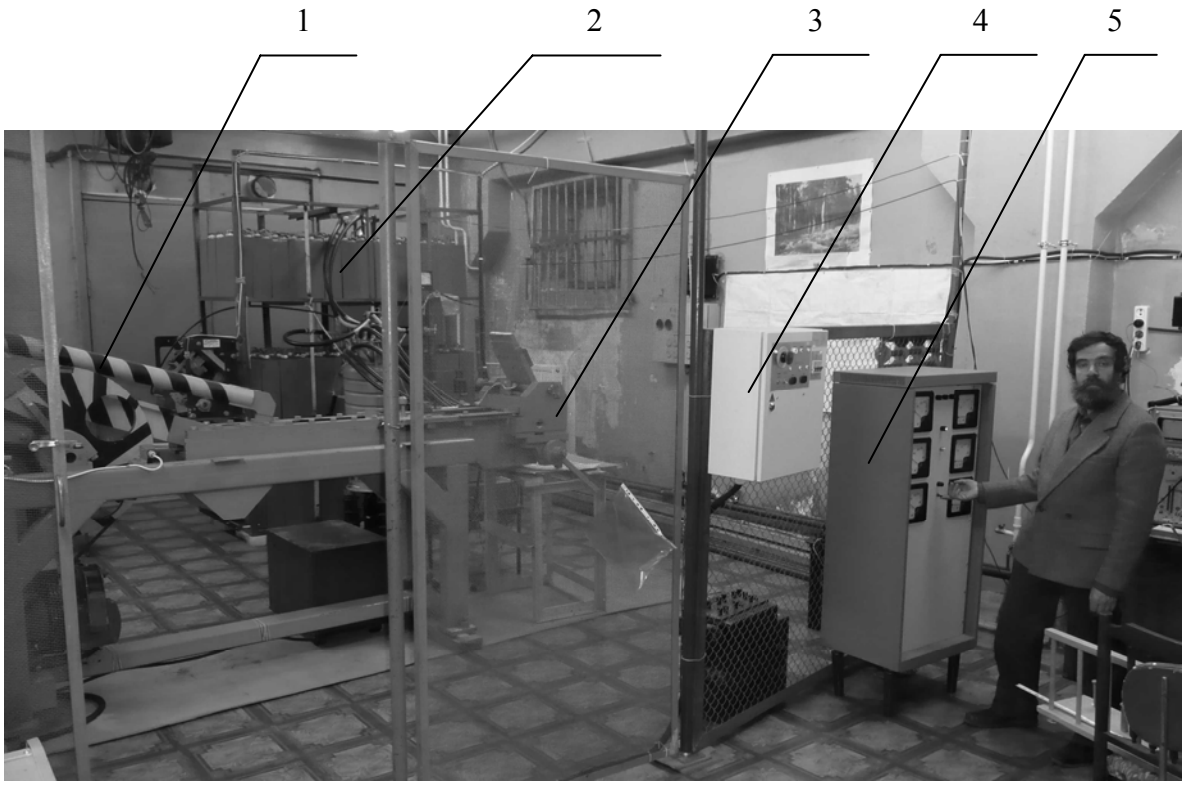


Рис. 2. Модельный образец установки для брикетирования металлической стружки. 1 – пресс, 2 – конденсаторная батарея, 3 – прессовальная камера, 4 – пульт управления прессом, 5 – пульт управления конденсаторной батареей.

В новом цикле работ по такой схеме получены образцы брикетов и исследована их прочность на излом. Предел прочности принимает значение: $\sigma_{\perp} = 0{,}274 \pm 0{,}121$ (Н/мм^2) – для случая, когда разламывающее усилие создавалось перпендикулярно направлению сжатия стружки; и $\sigma_{\parallel} = 0{,}216 \pm 0{,}08$ (Н/мм^2) - для случая, когда разламывающее усилие создавалось вдоль направления сжатия стружки. Полученные значения в пределах ошибки измерений равны, и можно полагать, что прочность брикетов на излом существенно не зависит от направления их нагружения, соответственно можно ввести $\sigma = 0{,}245 \pm 0{,}1$ МПа по результатам обеих серий испытаний. При аналогичных энергетических параметрах обработки, брикеты, получаемые по старой схеме, обладают пределом прочности на разрыв (направление нагружения совпадает как с направлением прессования, так и с направлением пропускания тока) $\sigma = 0{,}19$ МПа, что также лежит в пределах ошибок. Т.е. хотя в материале имеются выделенные направления (направление прессования и направление пропускания тока, которые могут совпадать или быть взаимно перпендикулярны) его прочностные характеристики изотропны.

Предложен и опробован метод создания композитных брикетов, содержащих инородный кусковой материал. Получены брикеты с диэлектрическими и

электропроводящими включениями, причём электропроводность включений выше, чем у основы. Концентрация кусковой фазы может составлять до половины объёма образца. Этот процесс важен для получения лигатур нового типа, а также для возвращения в металлургических процесс многих видов дисперсных отходов образующихся в металлургии и металлообработке [3].

Совместно с ООО «Новые технологии» разработан эффективный метод получения из стружки и отходов, путём их механического измельчения, металлических порошков, в т.ч. из мягких материалов, таких как медь, и в т.ч. мелкодисперсных. Ранее это считалось невозможным. Эффект достигается за счёт высокой концентрации механической энергии при высокой скорости соударения частиц. Из порошка получены пробные брикеты. Это открывает возможность получения новых дешевых пористых материалов и изделий.



Рис. 3. Фотография пробного брикета полученного на опытной установке. Стружка титанового сплава 3М. Размер брикета: 175х64х50 мм; плотность 1,1 г/см^3 (пористость *75%*); масса *590 г*.

Совместно с «ВСМПО – Ависма» исследуется возможность использования брикетов из титановых сплавов, как традиционных, так и перспективных. В частности исследовалось содержание кислорода и азота в области сварочных точек.

В плане дальнейших работ исследование процесса компактирования дисперсных металлических сред, а также продолжение прикладных работ.

Список литературы

1. Абрамова К.Б., Самуйлов С.Д., Филин Ю.А. // Цветные металлы, 1998, № 12, с. 70 – 74.
2. Абрамова К.Б., Бочаров Ю.Н., Самуйлов С.Д., Щербаков И.П. // ЖТФ, 2001, т. 71, в. 4, с 122 - 127.
3. Бочаров Ю.Н, Крестьянинов Д.А., Самуйлов С.Д., Филин Ю.А. // Научно-технические ведомости СПбГПУ, № 6 (70), 2008, с. 125 – 130.
4. С.Д. Самуйлов. // Чёрные металлы, февраль 2009, с 14 – 19

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЁРЕН СЛОЖНОЙ СТРУКТУРЫ В УСЛОВИЯХ СДВИГОВОГО ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ.

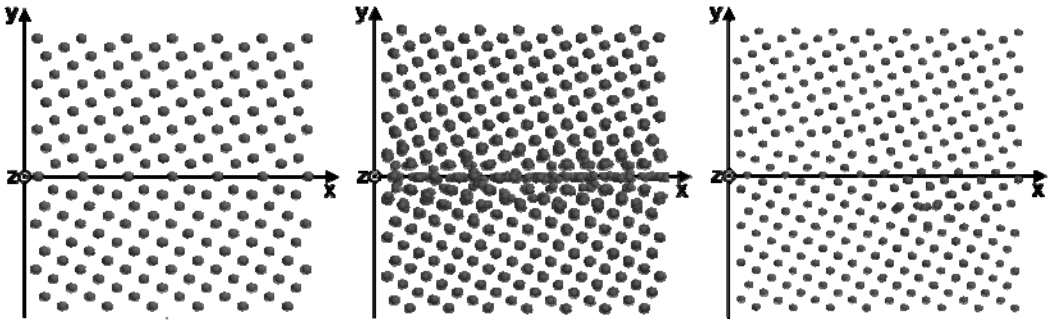
Никонов А. Ю., Дмитриев А. И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
nikonov@usgroups.com

Границы зёрен оказывают определяющее влияние на поведение нагруженных поликристаллических материалов. Этим объясняется большое число как экспериментальных, так и теоретических работ [1, 2], посвященных поведению границы зерна в условиях внешних динамических воздействий, в том числе сдвиговых. В последнее время с ростом производительности вычислительной техники этот вопрос все чаще изучается с использованием методов компьютерного моделирования. Такие исследования позволяют детально проанализировать различные аспекты исследуемой проблемы и изучить механизмы структурного преобразования кристаллической решетки в динамике. Ранее нами исследовалось поведение границ зёрен, имеющих идеальную, симметричную структуру. Очевидно, что в силу неравновесных условий в реальных металлах подобные структуры встречаются крайне редко. Таким образом, целью данной работы являлось изучение с помощью методов компьютерного моделирования особенностей поведения границ зёрен сложной структуры в условиях внешнего сдвигового нагружения.

Расчеты были выполнены в рамках метода молекулярной динамики на основе программы LAMMPS [3], позволяющей эффективно использовать возможность распараллеливания вычислений. В качестве объекта исследования был выбран поликристалл меди, состоящий из двух зёрен, разделённых границей сложной структуры. Нагружение задавалось путём присвоения атомам в приповерхностном слое постоянных скоростей в заданном направлении. Причём векторы скорости для слоёв верхнего и нижнего зерна были противоположны друг другу. Толщина нагружаемых слоёв для каждого из зёрен превышала радиус обрезания потенциала и равнялась длине трансляционного вектора, направленного перпендикулярно свободной поверхности. Вдоль плоскости границы зёрен моделировались периодические граничные условия. В работе исследовалось два типа образцов. Процесс их создания происходил в несколько этапов. На первом этапе для обоих образцов моделировалась структура границы зёрен специального типа $\Sigma=5$ (210)[001] (рис.1а). Затем для первого образца область структуры вблизи границы менялась путём плавления с последующей закалкой (рис.1б). Для второго образца проводился жесткий сдвиг части поликристалла в направлении, перпендикулярном границе зерна. Конечная структура, получаемая в результате такого сдвига, показана на рис.1в. Межатомное взаимодействие описывалось в рамках метода погруженного атома. Данный потенциал позволяет с хорошей точностью описывать упругие характеристики материала, поверхностную энергию, равновесные объемы металлов и сплавов на их основе. Его эффективность для расчёта свойств материала и дефектов продемонстрирована в ряде работ [4, 5].

В работе было проведено моделирование поведения границ зёрен сложной структуры в условиях сдвигового нагружения со скоростью атомов нагружаемых слоёв $V = 20$ м/с. Для выявления особенностей пластического деформирования полученные результаты сопоставлялись с поведением границы зёрен специального типа в аналогичных условиях нагружения.



а) *б*) *в*)

Рис. 1. Структура границы зёрен: *а*) специального типа Σ = 5 (210)[001]; *б*) после расплавления и закалки границы; *в*) после жесткого сдвига вдоль оси *Y*.

Результаты исследования показали, что в условиях сдвигового нагружения граница зёрен специального типа начинает смещаться в направлении перпендикулярном приложенному нагружению со скоростью, превышающей скорость сдвига. Направление смещения определяется ориентацией заданной скорости нагрузки. Как и в случае границы зёрен специального типа, у рассмотренных типов границ со сложной структурой, подвергнутых сдвиговой деформации наблюдается смещение границы в направлении, перпендикулярном приложенным скоростям (вдоль оси *Y*). Однако, средняя скорость смещения таких границ всегда меньше средней скорости смещения границы зёрен специального типа, а величина скорости смещения определяется конкретной структурой границы. Так на рис.2 показаны временные зависимости положения границы с закалкой и специального типа. При сдвиговой деформации 7%(t=60пс) разница смещения границ достигает 1,79 (1,9 и 3,4 нм). Это можно объяснить неидеальной структурой закалённой границы и возможным частичным проскальзыванием одного зерна относительно другого без смещения границы. Анализ структуры в различные моменты времени показал, что в процессе нагрузки закалённая граница расширяется, происходит её изгиб и в объёме зерна образуются дефекты структуры (рис.3).

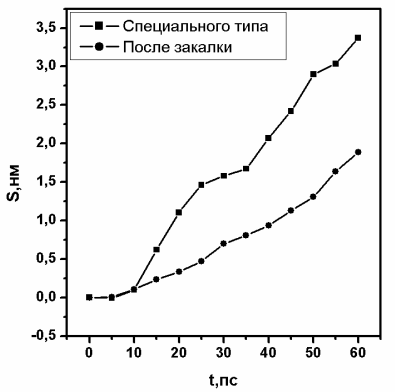
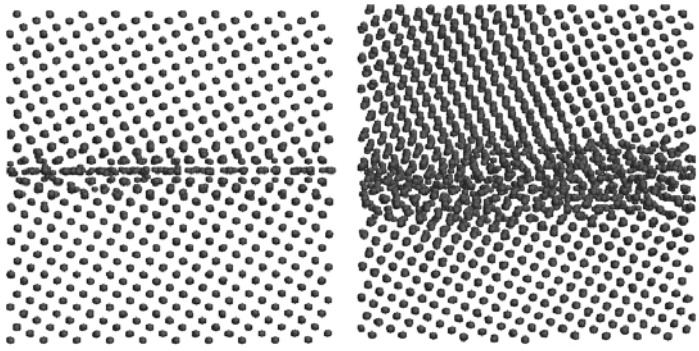


Рис. 2. Зависимость смещения границы зёрен с закалкой и без закалки от времени.

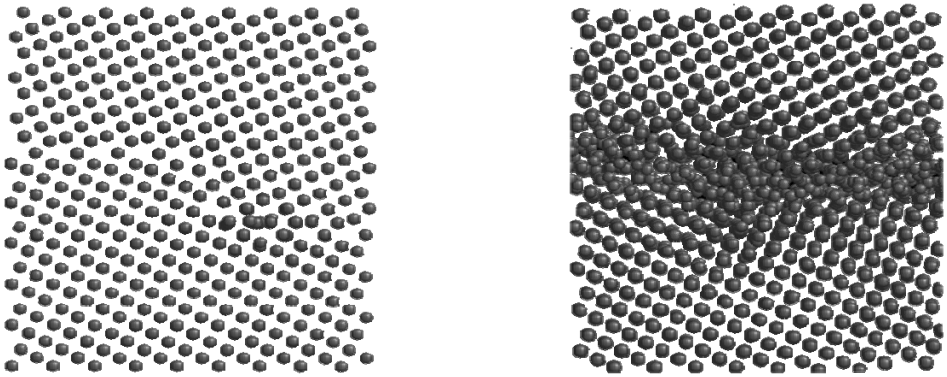


а) *б*)

Рис. 3. Структура границы зёрен после закалки *а*) перед нагружением; *б*) после нагружения.

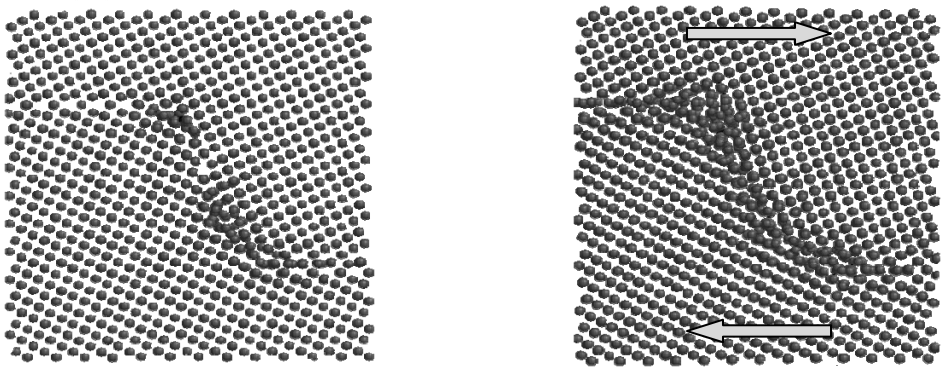
Поведение границы зёрен сложной структуры второго типа в условиях сдвиговой деформации зависит от величины жесткого сдвига части образца. При величине сдвига, равной длине трансляционного вектора $\boldsymbol{t}_y$, направленного вдоль оси *Y*, в процессе деформации происходило сглаживание дефекта, типа «ступеньки», образованного жестким сдвигом (рис. 4 *а, б*). При этом наблюдалось смещение границы зёрен перпендикулярно приложенной нагрузки. При увеличении высоты «ступеньки» в

три раза ($3t_y$) смещение границы не наблюдалось вплоть до сглаживания выступа «ступеньки».



а) *б)*

Рис. 4. Структура границы зёрен с дефектом типа «ступенька» высотой $|\boldsymbol{t}_y|$: *а*) исходная; *б*) после нагрузки.



а) *б)*

Рис. 5. Структура границы зёрен с дефектом типа «ступенька» высотой $3|\boldsymbol{t}_y|$: *а*) исходная; *б*) после нагрузки

Результаты, полученные в данной работе, помогают понять особенности развития пластической деформации в поликристаллах в условиях сдвигового нагружения. Обнаруженное поведение границ может влиять на изменение микроструктуры материала, и, как следствие, на его свойства и особенности поведения под нагрузкой.

Список литературы:

1. Поздняков В.А., Глезер А.М. Структурные механизмы разрушения нанокристаллических материалов // ФТТ, 2005. Т.47, вып.5. С.793–800.
2. Гуткин М.Ю., Микаелян К.Н., Овидько И.А. Рост зерен и коллективная миграция их границ при пластической деформации нанокристаллических материалов // ФТТ, 2008, Т.50, вып.7, с. 1216–1229.
3. Plimpton, S.J. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // J. Comp. Phys., 1995. V. 117, P. 1–19.
4. Foiles S.M. Embedded-atom and related methods for modeling metallic systems // MRS Bull, 1996. V. 21, № 2, P. 24−28.
5. Foiles S.M., Baskes M.I., Daw M.S. Embedded-atom-method functions for the fcc metals Cu, Ag, Au, Ni, Pd, Pt, and their alloys // Phys. Rev. B, 1986. V. 33, № 2, P. 7983−7991.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti–49,8%Ni, ПРОКАТАННОГО ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 500 ºС

Бабичева Р. И., Мулюков Х. Я., Мусабиров И. И.

Институт Проблем Сверхпластичности Металлов РАН, г.Уфа, Россия
bri_05@mail.ru; mulyuk@anrb.ru

Как известно, одним из наиболее популярных и простых методов повышения механических и, главным образом, прочностных свойств многих сплавов является их пластическая деформация посредством теплой и высокотемпературной деформации. Однако при этом часто опускается вопрос стабильности полученных свойств в условиях испытания детали. Последнее является актуальным для сплавов Ti-Ni, особенно при использовании их в высокоточных приборах, транспорте, аэрокосмической технике и медицине, где вопрос безопасности и надежности конструкции, детали или имплантата ставится на первый план. Поэтому данная работа просвещена исследованию стабильности физических, в частности, электрических свойств, структуры и фазового состава деформированного сплава Ti–49,8%Ni при термоциклировании.

Исходная заготовка сплава Ti–49,8%Ni в виде пластины толщиной 0,6 мм была продеформирована прокаткой на 40% при температуре 500ºС. Последующее термоциклирование (до 30 циклов) полученных листов проводилось в интервале температур от –160 до 230°С, т. е. в области, где наблюдаются мартенситные превращения в сплавах на основе Ti–Ni. Скорость изменения температуры при термоциклировании составляла ~3ºС/мин. Измерения электрического сопротивления сплава (ρ(*T*)) проводилось методом амперметра - вольтметра. При этом изменение значения ρ(*T*) записывали в интервале температур термоциклирования.

Результаты измерения зависимости ρ(*T*) деформированного сплава Ti–49,8%Ni при термоциклировании представлены на рис.1. Видно, что от цикла к циклу характер кривых не повторяется. Если при изначальном нагреве от –160 до 230°С на зависимости ρ (Т) не наблюдалось каких-либо существенных скачков, указывающих на фазовый переход, то при последующих циклах в интервале температур от ~ -110 до 110°С заметно появление широкого пика. Причем после 5-го цикла на этом промежутке кривая не монотонная, а состоит из чередующихся резких подъемов и спадов (рис. 1*а*). Однако следует отметить, что монотонность кривых при нагреве вновь восстанавливается уже при температуре ~ 57°С, за которой следует резкое уменьшение величины электросопротивления до температуры 110°С, что, по-видимому, обусловлено переходом в этом промежутке температур низкотемпературной фазы в высокотемпературную (В2-фазу).

При охлаждении кривые ρ(*T*) тоже выглядят довольно сложно с подъемами и спадами, однако, в отличие от кривых нагрева здесь не наблюдается необычная «осцилляция» величины электросопротивления. Для всех рассмотренных циклов характерно резкое увеличение электросопротивления в интервале температур от ~35 до 10°С. Однако при дальнейшем охлаждении внешний вид кривых несколько различается. Вслед за выходом на непродолжительное плато сопротивление вновь начинает расти, но более монотонно, а затем при определенной для каждого цикла температуре уменьшается. Отметим, что последнее характерно для сплава только после трех циклов «нагрев-охлаждение». Общей тенденцией для всех кривых нагрева и охлаждения является то, что с увеличением количества циклов электросопротивления сплава возрастает.

Для выяснения причины таких радикальных изменений электрических свойств изучаемого сплава мы попытались проанализировать изменения структуры, протекающие с увеличением количества циклов при термоциклировании деформирован-

ного сплава. На рис. 2 приведены изображения структуры сплава непосредственно после деформации и после 30 циклов «нагрев-охлаждение» (состояние после охлаждения с 230°С до комнатной температуры), полученные методом оптической микроскопии. Видно, что в исходном деформированном состоянии структура сплава неоднородна: состоит из достаточно крупных фрагментов, напоминающих зерна, форма и размер которых сильно различаются. Внутри них различимы полосы, характерные для двойников, наличие последних подтверждает электронно-микроскопическое изображение структуры (рис. 3*а*). После термоциклирования в структуре наблюдается множество равноосных зерен, размер которых сильно варьируется (от сотен нм до нескольких мкм) (рис. 2 *б*).

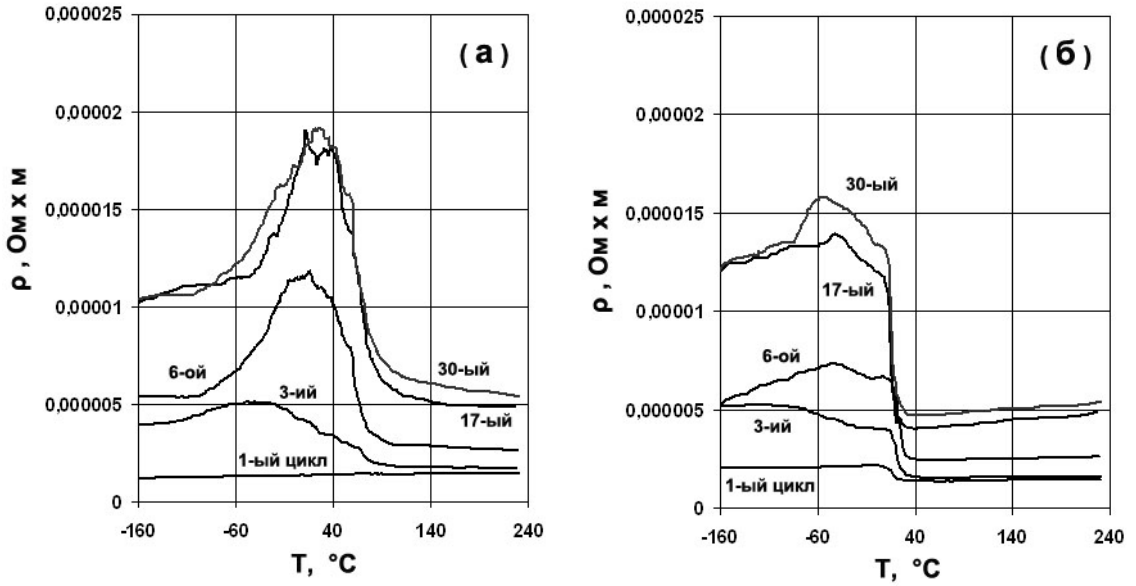


Рис. 1. Температурная зависимость удельного электрического сопротивления сплава при термоциклировании: *а*) нагрев*; б*) охлаждение.

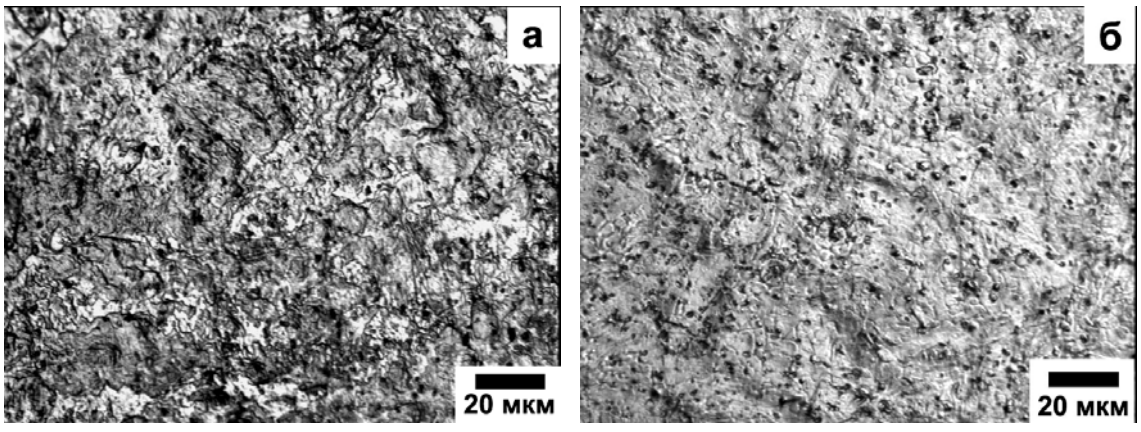


Рис. 2. Оптическое изображение структуры после прокатки (500°С) (*а*) и после тридцати циклов «нагрев-охлаждение» деформированного сплава (*б*).

На основе этих данных мы выдвинули предположение, что в процессе термоциклирования, а именно при многочисленных фазовых переходах, в материале происходит перекристаллизация. В свою очередь толчком к формированию новых зерен могла служить высокая плотность дислокаций, которая наблюдается непосредственно после деформирования нитинола (рис.3*б*). Кроме того, существуют публикации, где отмечают, что в процессе фазового перехода в материале идет накопление дис-

локаций [2]. Этим можно объяснить и то, что электросопротивление сплава цикл от цикла постепенно возрастает (рис. 1). Кривая охлаждения на рис. 1*б* хорошо согласуется с данным предположением. Так для шести и более циклов первый скачок значения электросопротивления при температурах от ~35 до 10°С, по-видимому, обусловлен фазовым переходом по типу B2 → R, который протекает в участках с нерекристаллизованной структурой. Хорошо известно, что при охлаждении сплава появление R-фазы сопровождается повышением электросопротивления нитинола [2,3]. Дальнейшее охлаждение инициирует начало фазового превращения в мелких рекристаллизованных в процессе термоциклирования зернах. Так постепенное увеличение электросопротивления вслед за первым скачком ρ(*T*) связано с переходом в мелких зернах B2-фазы в R-фазу. Последующий резкий спад кривой ρ(*T*) указывает на появление фазы B19'. При этом следует отметить, что точка начала превращения R→B19' не постоянна, при увеличении количества циклов она смещается в область более низких температур. То, что мартенситные превращения в сплавах Ti–Ni происходят только в кристаллитах определенного размера, является достаточно известным фактом [4], поэтому подобное смещение критической точки в нашем случае можно объяснить уменьшением общего размера зерен, в которых осуществляется превращение.

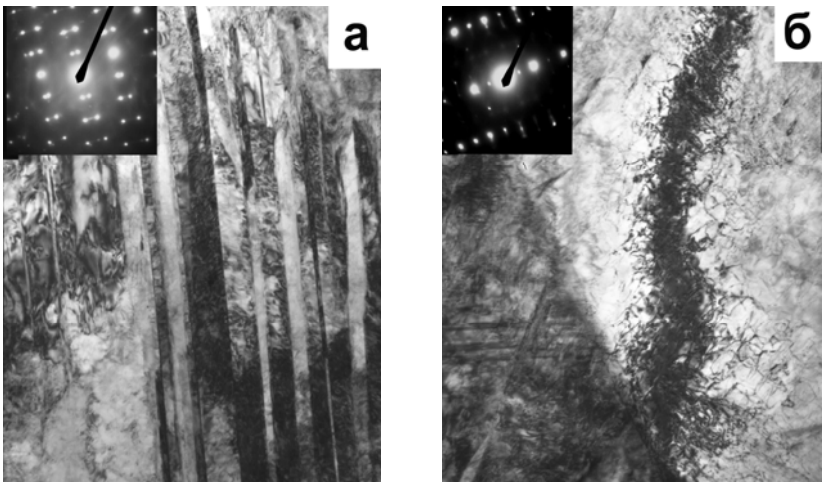


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение деформированного сплава: (*а*) – двойники деформации [1], (*б*) – область с высокой плотностью дислокаций.

Однако остается непонятным, чем обусловлена «осцилляция» зависимости ρ (T) при нагреве в интервале температур от ~ -110 до 57°С, а также то, в каких именно участках структуры появляется фаза B19' при охлаждении: в нерекристаллизованных, рекристаллизованных или и в тех и в других одновременно. Для ответа на эти вопросы необходимо более детальное исследование сплава.

Список литературы

1. Zheng Y.F., Zhao L.C., Ye H.Q. Materials Science and Engineering 2001; A297: 185–196
2. Uchil J., Ganesh Kumara K., Mahesh K.K. Materials Science and Engineering 2002; A332: 25–28
3. Martins R.M.S., Schell N., Pereira L., Silva R.J.C., and Braz Fernandes F.M. Appl. Phys. 2008; A 91: 291–299
4. Waitz T., Kazykhanov V., Karnthaler H.P. Acta Mater 2004; 52: 137.

ДИАГНОСТИКА ИЗМЕНЕНИЯ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Марущак П. О., Коноваленко И. В., Бищак Р. Т., Сорочак А. П.

Тернопольский национальный технический университет имени Ивана Пулюя, Тернополь, Украина
Maruschak.tu.edu@gmail.com

Деградация материала роликов машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) происходит в процессе циклического изменения температуры поверхностных слоев, вследствие периодического контакта со слябом и воздушно-водяного охлаждения.

Исследование структурной деградации материала роликов (стали 25Х1М1Ф) проводили на основе измерения значений коэрцитивной силы по механизму перемагничивания с помощью импульсного коэрцитиметра КРМ-Ц-К2М, величина погрешности измерения была не более 5% от измеряемого значения.

Максимальное значение коэрцитивной силы (H_c) обнаружено в ролике, выведенном из эксплуатации вследствие развития сетки трещин на рабочей поверхности, что обусловлено накоплением повреждений в результате термоциклической наработки и изменением плотности дислокаций в материале.

Монотонный характер изменения коэрцитивной силы по глубине материала ролика $H_c(h)$ подтверждается данными измерения твердости $HB\ (R)$, что позволяет использовать эти методы для комплексной оценки деградации поверхностных свойств конструкции. Выявлено, что твердость деградованной поверхности на 25% ниже исходного значения.

На основании полученных результатов установлено, что коэрцитивная сила H_c снижается до постоянного значения при проходе из поврежденного материала к материалу не деградированных слоев.

Результаты исследования деградации свойств поверхностных слоев роликов МНЛЗ послужили основой разработки лабораторной методики термоциклирования материалов, что позволяет проводить физическое моделирование условий работы металла конструкции.

Исследовали образцы стали 25Х1М1Ф после термоциклического нагружения при различном количестве циклов наработки. Оценку изменения свойств локальных участков материала определяли методами твердости и микротвердости с последующей статистической обработкой полученных результатов. Для анализа кинетики деградации материала на микроуровне использовали сканирующую микроскопию.

Установлено, что в процессе термоциклического нагружения реализуется два взаимосвязанных процесса: во внутренних слоях материала происходит перераспределение дислокаций и образование более стабильной структуры с меньшей плотностью дислокаций.

Вместе с тем, одновременно на поверхности образцов повышается уровень микронапряжений в металле, увеличивается микротвердость, что приводит к исчерпанию пластичности и понижению сопротивление металла микропластическим деформациям. Локализация микропластических деформаций, в свою очередь приводит к накоплению повреждаемости и последующему развитию микротрещин.

Таким образом, результаты проведенных исследований с использованием метода микротвердости позволяют считать, что поверхность материала является его наиболее информативной частью при оценке долговечности в условиях термоциклического нагружения.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ ТИТАНА ВТ1-0 НА ИЗМЕНЕНИЕ ЕГО ПРОЧНОСТНЫХ ПАРАМЕТРОВ

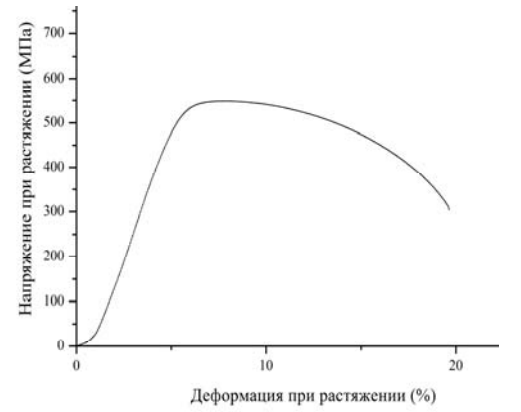
Камышанченко Н. В., Никулин И. С., Кузнецов Д. П., Кунгурцев М. С.

Белгородский государственный университет, Россия.

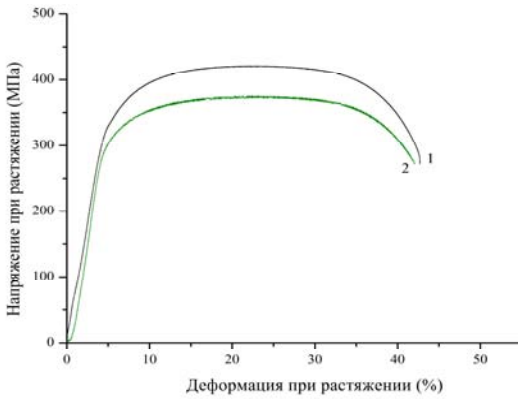
Текстура, сформированная в процессе интенсивной пластической деформации, оказывает существенное влияние на эксплуатационные характеристики изделий, изготовленных из технически чистого титана марки ВТ1-0.

Прутковый титан (ГОСТ 26492-85) подвергался прокатки с суммарной степенью деформации 75%. Деформационное старение и испытания на растяжение проводились по стандартной методике на разрывной установке «INSTRON 5882». Микротвердость измерялась на твердомере DM8 с автоматической системой анализа результатов. Сигналы акустической эмиссии регистрировались с частотой дискретизации (частотой взятия отсчетов непрерывного во времени сигнала) 1 МГц. Электрический сигнал пьезоэлектрического датчика регистрировался компьютером с помощью АЦП L783.

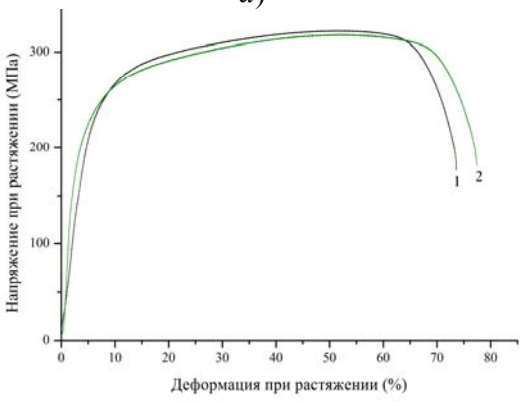
На рис. 1 представлены зависимости поведения титана в процессе деформации растяжением при комнатной температуре образцов, вырезанных вдоль прокатки после горячей прокатки при температуре 500°С (рис 1, а), после неполного отжига в вакууме при температуре неполного отжига (рис. 1, б) и полного отжига при температуре 700°С (рис 1, в) и последующим старением под нагрузкой $0{,}9\sigma_{0,2}$.



а)



б)



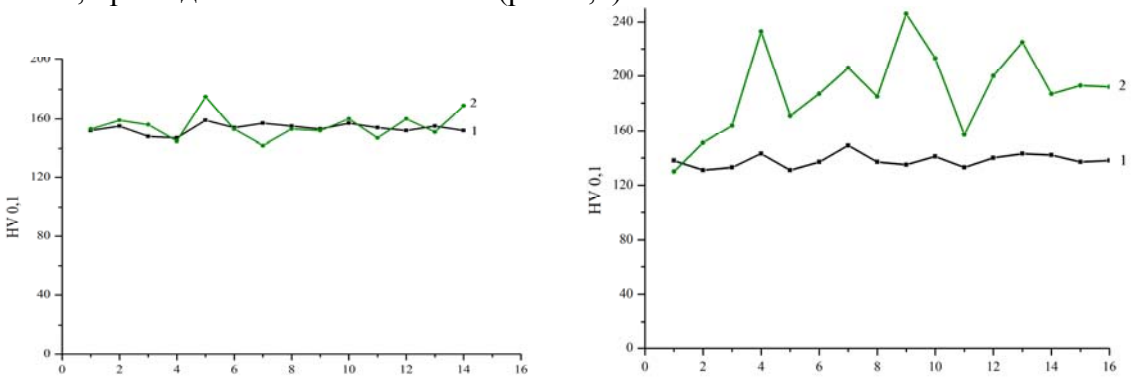
в)

Рис.1. Зависимость прочностных характеристик от способа воздействия.
а) после горячей прокатки с соответствующей остаточной деформацией;
б) после неполного (550°С) отжига – кривая 1 и старения под нагрузкой $0{,}9\sigma_{0,2}$ при 20°С кривая 2;
в) после полного отжига (700°) – кривая 1 и старения под нагрузкой $0{,}9\sigma_{0,2}$ при 20°С – кривая 2.

В данном эксперименте были выбраны образцы с остаточной деформацией ~75%. Как следует из полученных результатов, последующее деформационное старение под нагрузкой существенно влияет на прочностные характеристики титана. Прежде всего, наблюдается уменьшение прочностных характеристик в зависимости

от температуры отжига. Наибольший спад отмечается в образцах прошедших полный отжиг. При этом величина нагрузки, применяемая для старения при комнатной температуре, оказывает заметное влияние только на пластические свойства, в то время как прочность не имеет заметных разбросов.

Аналогичная зависимость поведения микротвердости характерна и для образцов титана, прошедших неполный отжиг (рис. 2,*а*).



а) *б*)

Рис. 2. Зависимость микротвердости от способа воздействия на структуру прокатного титана. *а*) после неполного (550°С) отжига – кривая 1 и старения под нагрузкой $0{,}9\sigma_{0,2}$ при 20°С – кривая 2; *б*) после полного отжига (700°) – кривая 1 и старения под нагрузкой $0{,}9\sigma_{0,2}$ при 20°С – кривая 2.

При полном отжиге в отличие от упруго пластических свойств значения микротвердости при аналогичных условиях измерения имеют заметный разброс значений с увеличением нагрузки в процессе выдержки под напряжением (рис. 2,*б*).

Величина акустической эмиссии отожженных образцов несущественно отличается в по величине и мощности сигнала при температуре отжига в 550°С (рис. 3).

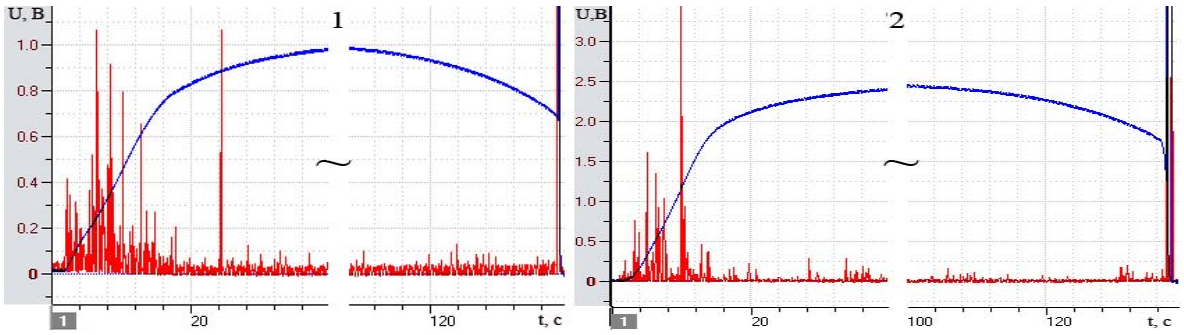


Рис. 3. Зависимость амплитуды акустической эмиссии от времени для: 1 – отожженного при 550°С образца; 2 – после отжига при 550°С и старения под нагрузкой $0{,}9\sigma_{0,2}$ при 20°С.

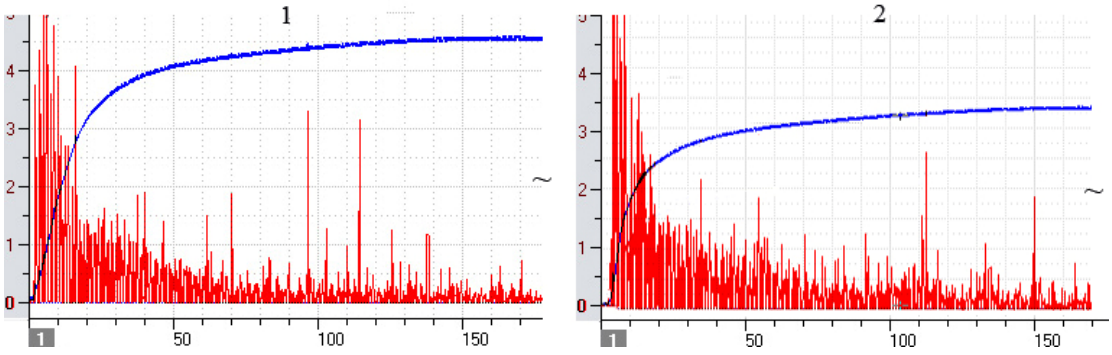


Рис. 4. Зависимость амплитуды акустической эмиссии от времени для: 1 – отожженного при 700°С образца; 2 – после отжига при 700°С и старения под нагрузкой $0{,}9\sigma_{0,2}$ при 20°С.

Образцы, подверженные отжигу при 700°С без и под нагрузкой $0{,}9\sigma_{0,2}$ имеют отличный по величине сигнал АЭ: сигнал существенно больший как по величине, так и по плотности фиксированной АЭ (рис. 4).

Возможной причиной заметных изменений прочностных характеристик при старении под нагрузкой $\sigma_н = 0{,}9\sigma_{0,2}$ отожженных при 700°С образцов может быть активация структурных преобразований в титане марки ВТ1-0 в процессе длительного растягивающего воздействия.

Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользования БелГУ

СОСТОЯНИЕ АНИЗОТРОПИИ ПЛОСКОГО ПРОКАТА МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ ИТТРИЕМ МЕДИ ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКИ

Камышанченко Н. В., Гальцев А. В., Дурыхин М. И., Беленко В. А., Неклюдов И. М*., Борц Б. В.*

Белгородский государственный университет, Россия.
** ННЦ ХФТИ АН, Украина*

Листовой медный материал, нашедший широкое применение в электронной, криогенной и др. технике, должен удовлетворять технологическим требованиям на соответствие «плоскостной» и «нормальной» пластической анизотропии.

В качестве материала для исследования была выбрана бескислородная медь $М1_б$, прошедшая вакуумно-индукционных переплавов (МВ) и микролегированная иттрием ИтМ-1 (ММВ).

Химический анализ, величина твердости и остаточного электрического сопротивления полученных слитков меди МВ отличаются разбросом этих параметров по высоте и диаметру слитков. Шины сечением 30х105х1500 мм, полученные горячим прессование, отличаются неоднородностью образованной структуры, механических параметров и др. по длине шины.

Последующая холодная прокатка шин из меди МВ и МВВ и лент толщиной 1,0–0,5–0,3 мм деформацией 40–60–90% не устраняет анизотропии свойств, присущей горячепрессованным полуфабрикатам, хотя может менять свою направленность.

Для устранения или уменьшения пластической анизотропии листов и лент меди МВ и МВВ образцы подвергались последовательному механико-термическому воздействию. Отжиг проводился в широком температурном режиме 300–350–400–450–500–550–600–650–700^{0}С.

Испытания образцов проводили на машине INSTRON 5882 со скоростью деформации $2{,}85\cdot10^3$ с$^{-1}$. Установлено, что ленты из меди МВ толщиной 0,5 мм с предварительной холодной деформацией до ~60% и отжиге при 500^{0}С имеет практически независимую от направления прокатки высокую пластичность.

С повышением величины деформации свыше 60% зависимость относительного удлинения от направления деформации усиливается. С повышением температуры отжига свыше 500^{0}С плоскостная пластическая анизотропия уменьшается с уменьшением предварительной деформации и достигает минимального значения при деформации ~40% и температуре отжига ~600^{0}С.

Из совокупности полученных результатов по изучению плоскостной анизотропии механических свойств лент меди МВ вытекает, что ленты из меди МВ с квазианизотропными механическими свойствами можно получить, задавая конечную де-

формацию 40-50% и производя последующий отжиг при температуре 500-550^{0}С в течение часа.

Холодная прокатка горячепрессованных шин микролегированной меди ММВ с содержанием иттрия 0,01-0,02% проводилась по схеме, аналогичной схеме передела шин из меди МВ.

Некоторое различие в величине предела текучести при изменении направления растяжения по отношению к направлению прокатки наблюдается для меди ММВ после предварительной деформации 25% и отжиге при 450^{0}С, но особенно после деформации 30-60% и отжиге при 600^{0}С и практически при всех температурах отжига после предварительной деформации 90%.

Аналогичный разброс значений предела прочности обнаружено в меди ММВ после предварительной деформации от 25% до 60% при температуре отжига 450^{0}С. С увеличением деформации и повышением температуры отжига разброс значений прочностных характеристик меди, характеризующих плоскостную анизотропию прочности плоского проката, возрастает. С увеличением содержания в меди ММВ иттрия от 0,01% до 0,02% наблюдается некоторое снижение разброса значений прочностных характеристик.

Из полученных результатов исследования лент следует, что минимальная плоскостная анизотропия пластичности меди ММВ наблюдается при деформации в пределах 35-60% и заключительном отжиге при температуре 500-550^{0}С в течение 1 часа.

Результаты сравнительных испытаний температурной зависимости механических свойств лент меди МВ и ММВ показали, что лучшим сочетанием прочностных и пластических свойств при температурах отжига 20-600^{0}С обладает микролегированная медь ММВ. Добавки иттрия 0,01-0,02% устраняют «провал пластичности» меди в интервале температур 300-600^{0}С, повышают прочностные характеристики меди во всем последующем интервале температур.

Средний размер зерен лент меди ММВ с 0,01-0,02% иттрия после отжига при температурах 500-600^{0}С в 1,5-2,0 раза меньше, чем у лент меди МВ, отожженных при аналогичных условиях.

Одной из главных причин анизотропии свойств лент меди, очевидно, является кристаллическая текстура материала, возникающая в процессе прокатки, а также в процессе рекристаллизационного отжига [1]. Это, в частности, подтверждают рентгеноструктурные исследования, которые показали, что текстура прокатанной меди с деформацией 60-90% приближается к системе (112) [111] и ей сопутствуют следы системы (100) [001]. После отжига при 600^{0}С (структура вторичной рекристаллизации) в течение 1 часа образуется текстура куба (100) [001], которая согласно [1] и является причиной сильно выраженной анизотропии свойств материала в рекристаллизованном состоянии.

В текстуре меди, прокатанной с обжатием 30–50% и отожженной при 500–550^{0}С преобладает текстура (110) [111] или [112] и некоторое количество (100) [001]. Количество текстуры (100) [001] в микролегированной меди ММВ значительно меньше, чем в меди марки МВ. Анизотропия механических свойств лент, имеющих текстуру (110) [111] незначительна [1,2].

1. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов/ Перевод с англ. под ред. Любова В.Я. – М.: Металлургия, 1972. – 408с.
2. Вассерман Г., Гревен И. Текстура металлических материалов/ Перевод с нем. Под ред. Бродкиной М.М. – М.: Металлургия, 1969. – 654с.

Именной указатель

Алексеев В.М. 159
Алфёрова Е.А. 271
Антенорова Н.П. 64, 67
Антонова О.В. 27
Ануфриева Е.И. 185
Арутюнян Р.А. 117
Атрошенко С.А. 197
Афонин Ю.В. 67
Ахунова А. Х. 288
Ашкинази Е.Е. 263
Бабичева Р.И. 347
Байкова Л.Г. 249
Банников М. В. 37, 39, 307
Баранникова С.А. 231
Барахтин Б.К. 334, 339
Барон А. А. 99
Баскин Б.Л. 331
Батрак В.И. 128
Баяндин Ю.В. 39, 307
Беленко В.А. 353
Белкин А.А. 322
Белоусов С.В. 55
Беляев С.П. 304
Березовская В.В. 167, 296
Бесов А.В. 254
Бетехтин В.И. 7, 9
Бищак Р.Т. 350
Благовещенский В.В. 309
Богомолов Л.М. 119
Бородин Е.М. 30
Борц Б.Б. 353
Бочкарёва А.В. 105
Вайнерман А.Е. 111
Вильданова Н.Ф. 185
Вильдеман В. Э. 217, 220, 223
Витковский И. В. 91, 254
Вичужанин Д.И. 67
Водопьянов В.И. 269
Выжанов Е.В. 146
Галкин Д.И. 131
Гальцев А.В. 353
Гаргин В.Г. 263
Гервасьева И.В. 12
Гетманова М.Е. 319
Гиляров В.Л. 9
Гирсова С.Л. 280
Гладких И. Ф. 93
Гладковский С.В. 30
Глазунов И.Г. 240
Глезер А.М. 12
Головин Ю.И. 24
Голосова Т.Н. 271
Гольцова М.В. 125
Гончаренко Б.А. 69
Горельский В.А. 274
Горнакова А.С. 81
Горностырев Ю.Н. 77
Грешилов А.Д. 183
Гринберг Б.А. 27
Гриншпон А.С. 319, 326
Громов В.Е. 299
Гурченко Т.М. 61, 64
Гурьев А.М. 180, 183
Гурьев М.А. 180, 183
Давыдова М.М. 228
Данилов В.И. 105, 231
Данильченко В.Е. 185
Демиденко А.П. 96
Демидова И.И. 209
Денисов А.А. 143, 146
Диваков А.К. 197
Дмитриев А.И. 344
Дмитриев С. В. 288
Долгих Д.Е. 47
Долгов Н.А. 254
Дроздова Н.Ф. 114
Дурыхин М.И. 353
Егорова В.Ю. 167, 211, 296
Егорова Л.Ю. 12
Елкина О.А. 79
Жейков В.В. 274
Желтов М.А. 140, 143, 146
Жиров Г.И. 125
Заболотный В.Т. 69
Заводчиков А.С. 234
Закревский В.А. 31
Замараев Л.М. 64
Замятин А.Н. 61, 64
Захаров В.М. 206
Зеленев В.М. 240
Зельдович В.И. 74
Зингер Е.В. 49
Золотов А.Е. 140, 143, 146
Золоторевский Н.Ю. 15
Зубкова Т.А. 84
Зуев Л.Б. 231, 234
Иванов Б.С. 326
Иванов М.А. 27
Иванов М.Б. 55, 58
Иванов С.Г. 180, 183
Изотов В.И. 319
Ильичев М. 277
Ипатова А. В. 217
Исакаев Э.Х. 277
Кабанова И.Г. 84
Кадомцев А.Г. 7, 9
Казанцев В.А. 185
Казанцева Л.П. 311
Каленик А.С. 96
Калетина Ю.В. 108
Камышанченко Н.В. 351,353
Каныгина О.Н. 102

Карабутов А.А. 122
Кардашев Б.К. 134
Карыев Л.Г. 151
Карькин И.Н. 77
Карькина Л.Е. 77, 79, 84
Кац В.М. 200
Киреева И.В. 191, 194
Киреенко М.Ф. 249
Кириллов А.М. 47
Кириллов Р.А. 156
Кирсанов Р.Г. 286
Клевцов Г.В. 41
Клевцова Н.А. 41
Клубович В.В. 317
Клявин О.В. 44
Кобелева Л.И. 122
Ковалева М.Г. 153
Козлов Э.В. 18, 21
Колмаков А.Г. 69
Колобов Ю.Р. 55, 58
Комков Н.А. 326
Конев А. Н. 91, 254
Конева Н.А. 18, 21
Конов В.И. 263
Коноваленко И.В. 350
Коновалов С.В. 299
Конькова Т.Н. 301
Корзников А.В. 301
Коробов Ю.А. 90
Корсуков В.Е. 9
Корсукова М.М. 9
Коршунов Л.Г. 188
Котенева Н.В. 88
Котова Н.В. 299
Кочергина Ю.А. 151
Кретинина И.В. 191
Кривченко А.Л. 286
Кругликов Н.А. 27
Круглова А.А. 12
Кудря А.В. 171
Кузнецов Д.П. 351
Кузнецов П.М. 49
Кунгурцев М.С. 351
Кустов А.И. 240, 243
Ланкина Ю.А. 260
Легчило В.В. 90
Лексовский А.М. 331
Леонтьев В.А. 228
Ливанова О.В. 322
Литвинов Б.В. 74
Лукин А.А. 200
Лычагин А.Д. 271
Лычагин Д.В. 271
Любименко Е.Н. 125
Ляпунова Е.А. 39, 307
Макаров В.В. 188
Маликов А.Г. 67
Мальцева Л.А. 30
Мальцева Т.В. 30
Манохин С.С. 55, 58
Марущак П.О. 350
Мерсон Д.Л. 131
Мещеряков Ю.И. 197, 334
Мигель И.А. 240, 243
Миронов С.Ю. 301
Миронова Е.В. 159, 162
Митропольская С.Ю. 211, 214
Михайлов С.Б. 177
Михайлова Н.А. 177
Морозов В.А. 200
Морозов Ю.Д. 325
Морозова Е.А. 157
Мотрук С. 330
Мубассарова В.А. 119
Мулюков Х.Я. 347
Муратов В.С. 157
Мусабиров И.И. 347
Наймарк О.Б. 34, 37, 39, 307
Наумова Н.С. 197
Неклюдов И.М. 353
Нестерова Е.В. 15
Нечаенко Д.А. 55
Низина Т.А. 260
Николаев В.И. 44
Никонов А.Ю. 344
Никулин И.С. 351
Новиков Г.В. 153
Оборин В. А. 37
Оришич А.М. 67
Орлов В.В. 12
Орлова Т.С. 134
Панин И.Г. 309
Пантюхова О.Д. 251
Панченко Е.Ю. 311, 314
Пахотин В.А. 31
Пацелов А.М. 27
Первухина О.Л. 246
Перевезенцев В.Н. 51, 53
Петров Е.В. 286
Петров Ю.В. 200
Пивоварчик С.В. 69
Пидгурский И.Н. 165
Пидгурский Н.И. 165
Плосков Н.А. 105
Плужникова Т.Н. 47
Победенная З.В. 191
Подымова Н.Б. 122
Поздняков О.Ф. 44
Полетика Т.М. 280, 283
Попович П. 330
Потапова А.А. 304
Пруцков М.Е. 69
Пугачева Н.Б. 61, 64, 67
Пух В.П. 249

Пушин В.Г. 188
Пшеничников А.П. 280, 283
Ральченко В.Г. 263
Реснина Н.Н. 304
Рогов В.Е. 183
Ромашов Р.В. 225
Рубаник В.В. 317
Рубаник В.В. мл. 317
Румянцев Б.В. 257
Рыбак Т. 330
Рыбин В.В. 27
Савенко В.С. 96
Савенков Г.Г. 334, 337, 339
Сагарадзе В.В. 185
Самуйлов С.Д. 341
Санникова Т.В. 220
Сарафанов Г.Ф. 51, 53, 291, 294
Саркиц И.Г. 325
Сафаров И. М. 93
Сафиуллин А.Р. 288
Свирина Ю.В. 51
Севостьянов М.А. 69
Селяев В.П. 260
Семенов В.Н. 81
Сергеев В. И. 93
Скворцов В.В. 143, 146
Скотникова М.А. 159, 162
Слуцкер А.И. 7
Слюсарева О. Ф. 99
Смирнов Б.И. 44, 134
Смирнов С.В. 64, 67
Соколов А.В. 162
Соколов А.Н. 263
Соколовская Э.В. 174
Соловьёва Ю.В. 251
Сорочак А.П. 350
Старенченко С.В. 251
Старенченко В.А. 251
Столяров В.В. 304
Страумал Б.Б. 81
Сундеев Р.В. 12
Сурсаева В.Г. 71
Счастливцев В.М. 12
Табатчикова Т.И. 12
Тарасова И.Д. 148
Тверсков А.В. 194
Тимофеева Е.Е. 311
Титовец Ю.Ф. 3, 15
Тихонова Л.В. 249
Толкачев В.Ф. 274
Третьяков И.А. 151
Третьяков М.П. 223
Тришкина Л.И. 18, 21
Трушина Е.Б. 64, 67
Туева Е.А. 211, 214
Тюфтяев А.С. 277
Уваров А.И. 185
Уваров С.В. 39, 307
Удовик А. 200
Федоров В.А. 47, 49, 148, 151, 153, 156
Федоровский Г.Д. 200, 203
Федосеев М.Л. 111, 114
Филиппов Г.А. 277,319,322,325,326
Филиппов М.А. 90
Фокина Е.А. 108
Фроленкова Л. Ю. 91
Хейфец А.Э. 74
Хлусова Е.И. 12, 15
Хомская И.В. 74, 328
Хорев И.Е. 206
Цветков С.В. 162
Цветкова Г.В. 162
Цюцюра В.Ю. 269
Чевская О.Н. 325
Чемеркина М.В. 156
Черемисина Ю.В. 148
Черкасов Н.М. 93
Черкасова Т.В. 18, 21
Черненко Н.Л. 188
Чернобаев С.П. 111
Чернов Ю.М. 44
Чернышова Т.А. 122
Черняева Е.В. 131
Четверикова А.Г. 102
Чиванов А.В. 153
Чудинов В.В. 228
Чуканов А.Н. 237
Чумляков Ю.И. 191, 194, 311, 314
Шадурский А.В. 317
Шалимова А.В. 12
Шарапова В.А. 30, 211
Шестаков А.И. 167, 296
Шибков А.А. 137, 140, 143, 146
Шоркин В. С. 91
Шпейзман В.В. 44
Шульженко А.А. 263
Шумяков В.И. 90
Щербинин И.А. 243
Яковенко А.А. 237
Яковенкова Л.И. 79
Яковлев А.В. 148
Яковлева И.Л. 12, 84
Яшников В. П. 85

_____

Cesari E. 191
de Arellano-Lopez A.R. 134
Glavatska N.I. 266
Glavatskyy I.N. 266
Karaman I. 191
Maier H. 311, 314
Martinez-Fernandez J. 134
Mushnikov A.N. 214
Musienko D.A. 266
Romanenko A. 266

Содержание

Титовец Ю.Ф. (Санкт-Петербург) Кафедра Н.Н.Давиденкова (история и современность)	003-007
Слуцкер А.И., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. (Санкт-Петербург) Возможные проявления эффекта туннелирования в элементарных актах кинетики разрушения и микроиндентирования бора	007-008
Бетехтин В.И., Гиляров В.Л., Кадомцев А.Г., Корсуков В.Е., Корсукова М.М (Санкт-Петербург) Монофрактализация и формирование скейлинга поверхностных дефектов как признаки разрушения металлических стекол	009-011
Глезер А.М., Сундеев Р.В., Шалимова А.В. (Москва) Эволюция структуры и фазового состава кристаллического сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в процессе мегапластической деформации	012
Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Егорова Л.Ю., Гервасьева И.В., Круглова А.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В. (Екатеринбург, Санкт-Петербург) Влияние структуры и текстуры на хладостойкость листового проката из низкоуглеродистой стали, подвергнутой ТМО	012-015
Золоторевский Н.Ю., Нестерова Е.В., Титовец Ю.Ф., Хлусова Е.И. (Санкт-Петербург) Моделирование влияния деформации аустенита на структурные параметры бейнита в низкоуглеродистых низколегированных сталях	015-018
Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Конева Н.А. (Томск) Геометрически необходимые дислокации и проблема упрочнения поликристаллов	018-020
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В. (Томск) Закономерности накопления дислокаций при пластической деформации поликристаллов	021-023
Головин Ю.И. (Тамбов) Определение вязкости разрушения современных материалов методами локального нагружения	024-026
Пацелов А.М., Рыбин В.В., Гринберг Б.А., Иванов М.А., Антонова О.В., Кругликов Н.А. (Екатеринбург, Киев/Украина) Микроструктура и свойства слоистых композитов титан–триалюминид титана	027-029
Мальцева Л.А., Гладковский С.В., Шарапова В.А., Бородин Е.М., Мальцева Т.В. (Екатеринбург) Особенности динамического разрушения высокопрочных сталей на Fe–Cr–Ni основе	030
Закревский В.А., Пахотин В.А. (Санкт-Петербург) Эмиссия отрицательных и положительных ионов при разрыве полимеров	031-033
Наймарк О.Б. (Пермь) Структурно-скейлинговые переходы в ансамблях дефектов и широкодиапазонные определяющие уравнения твердых тел	034-036
Оборин В. А., Банников М. В., Наймарк О.Б. (Пермь) Исследование роста трещины в стали R4 при гигацикловой усталости	037-039
Банников М.В., Баяндин Ю.В., Ляпунова Е.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б. (Пермь)	039-040

Использование системы высокого разрешения VISAR для регистрации быстропротекающих процессов на ударно-волновых фронтах.	
Клевцов Г.В., Клевцова Н.А. (Оренбург) Пластические зоны и локальное напряженное состояние материала у вершины трещины при циклическом и ударно-циклическом видах нагружения металлических материалов	041-043
Клявин О.В., Николаев В.И., Поздняков О.Ф., Смирнов Б.И., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. (Санкт-Петербург) Глубина проникновения и градиент концентрации атомов гелия в меди, деформированной в среде жидкого гелия	044-046
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Долгих Д.Е. (Тамбов) Влияние размера зерна, температуры и скорости деформирования на количество двойников в зерне поликристалла Fe–Si	047-048
Кузнецов П.М., Федоров В.А., Зингер Е.В.(Тамбов) Воздействие лазерного излучения на поверхность сплава Fe–Si	049-050
Перевезенцев В.Н., Сарафанов Г.Ф., Свирина Ю.В. (Н.Новгород) Моделирование формирования субграниц в поле напряжений наведенных мезодефектов	051-052
Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. (Н.Новгород) Анализ условий зарождения микротрещин в упругом поле дисклинации, экранированном распределенным дислокационным ансамблем	053-055
Нечаенко Д.А., Иванов М.Б., Белоусов С.В, Колобов Ю.Р., Манохин С.С. (Белгород) Исследование влияния низкотемпературных отжигов на механические свойства технически чистого титана марки ВТ1-0, закаленного из α и (α+β) области.	055-058
Манохин С.С., Иванов М.Б., Колобов Ю.Р. (Белгород) Исследование особенностей микроструктуры и фазового состава титанового сплава ВТ6 в результате водородопластической обработки	058-060
Пугачева Н.Б., Гурченко Т.М., Замятин А.Н. (Екатеринбург) Влияние фозового состава боридных покрытий на характер разрушения при термоциклировании под нагрузкой	061-063
Пугачева Н.Б. Смирнов С.В., Замараев Л.М., Замятин А.Н., Гурченко Т.М., Трушина Е.Б., Антенорова Н.П. (Екатеринбург) Влияние газовой атмосферы на характер разрушения диффузионных боридных покрытий при термоциклировании под нагрузкой	064-066
Пугачева Н.Б., Антенорова Н.П., Трушина Е.Б., Вичужанин Д.И., Смирнов С.В., Афонин Ю.В., Оришич А.М., Маликов А.Г. (Екатеринбург, Новосибирск) Повышение прочности сварных соединений титанового сплава и нержавеющей стали	067-069
Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Пивоварчик С.В., Пруцков М.Е. (Москва) Зависимость механических свойств нитинола от термообработки	069-070
Сурсаева В.Г. (Черноголовка) Стабилизация тройными стыками поликристаллической микроструктуры	071-073
Хомская И.В, Хейфец А.Э., Зельдович В.И., Литвинов Б.В. (Екатеринбург, Снежинск)	074-076

Исследование эффектов локализации деформации и фазовых превращений при неодномерном взрывном нагружении металлических шаров	
Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Горностырев Ю.Н. (Екатеринбург) МД моделирование взаимодействия дислокаций с нанодисперсными выделениями Cu в ОЦК Fe	077-079
Яковенкова Л.И., Карькина Л.Е., Елкина О.А. (Екатеринбург) ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ И ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В Ti_3Al	079-081
Горнакова А.С., Страумал Б.Б., Семенов В.Н. (Черноголовка) «Твердофазное» смачивание на границах зерен в сплавах Zr–Nb	081-083
Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Кабанова И.Г., Зубкова Т.А. (Екатеринбург) Анализ ориентационной связи между аустенитом и структурными составляющими тонкопластинчатого перлита	084
Яшников В. П. (Черноголовка) Фасетирование типа zz и типа ss как факторы нестационарности процесса миграции зернограничной полупетли	085-087
Котенева Н.В. (Барнаул) Моделирование процесса контактного взаимодействия тел при динамическом нагружении	088-089
Филиппов М.А., Шумяков В.И., Коробов Ю.А., Легчило В.В. (Екатеринбург) Прочность поверхности и износостойкость сплавов и покрытий с метастабильным аустенитом	090
Фроленкова Л. Ю., Шоркин В. С., Витковский И. В., Конев А. Н. (Орел, Санкт-Петербург) Моделирование процессов диффузионной сварки	091-093
Гладких И. Ф., Сафаров И. М., Сергеев В. И., Черкасов Н.М. (Уфа) Асмол как интеллектуальный протектор коррозии	093-095
Савенко В.С., Демиденко А.П., Каленик А.С. (Мозырь/Беларусь) Микроструктура модифицированных сплавов алюминия	096-098
Барон А. А., Слюсарева О. Ф. (Волгоград) Трёхосность напряжённого состояния как фундаментальный параметр неразрушающей оценки трещиностойкости	099-101
Четверикова А.Г., Каныгина О.Н. (Оренбург) Прочность и термопрочность композиционного керамического материала	102-104
Бочкарёва А.В., Данилов В.И., Плосков Н.А. (Томск) Локализация пластической деформации и изменения скорости звука в материале с прерывистой текучестью	105-107
Калетина Ю.В., Фокина Е.А. (Екатеринбург) О влиянии постоянных магнитных полей на распад переохлажденного аустенита и обратимую отпускную хрупкость	108-110
Федосеев М.Л., Вайнерман А.Е., Чернобаев С.П. (Санкт-Петербург) Исследование распределения остаточных напряжений в зоне сварки бронзы после различных видов обработки	111-113
Федосеев М.Л., Дроздова Н.Ф. (Санкт-Петербург)	114-116

Оценка структурно-механического состояния алюминиевого сплава методом малоуглового рентгеновского рассеяния	
Арутюнян Р.А. (Санкт-Петербург) Вероятностная формулировка критерия длительной прочности хрупких тел	117-119
Мубассарова В.А., Богомолов Л.М. (Бишкек/Киргизия) Интерпретация данных акустической эмиссии о влиянии внешних энерговоздействий на процессы деструкции геоматериалов с позиции кинетической концепции прочности.	119-122
Подымова Н.Б., Карабутов А.А., Кобелева Л.И., Чернышова Т.А. (Москва) Количественная оценка влияния пористости на локальные упругие модули изотропных композиционных материалов лазерным оптико-акустическим методом	122-124
Гольцова М.В., Любименко Е.Н., Жиров Г.И. (Донецк/Украина) Водородные градиентные напряжения: условия и закономерности формоизменения и структурных изменений палладия	125-127
Батрак В.И. (Орск) Взаимодействие трущихся поверхностей и работоспособность узлов трения	128-130
Черняева Е.В., Галкин Д.И., Мерсон Д.Л. (Санкт-Петербург, Москва, Тольятти) Влияние малоцикловой усталости на спектральные характеристики акустической эмиссии в стали 20	131-133
Кардашев Б.К., Орлова Т.С., Смирнов Б.И., de Arellano-Lopez A.R., Martinez-Fernandez J. (Санкт-Петербург, Sevilla/Spain) Упругость и неупругость биоморфного углерода, полученного на основе микродревесной фибры MDF.	134-136
Шибков А.А. (Тамбов) Нелинейная динамика полос деформации на стадии предразрушения сплавов системы Al–Mg	137-139
Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е. (Тамбов) Самоорганизующаяся критичность в дислокационной динамике и множественном разрушении поликристаллического льда	140-142
Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А., Скворцов В.В. (Тамбов) Высокоскоростной оптический и акустический мониторинг полос макролокализованной деформации в сплаве АМг6	143-145
Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А., Скворцов В.В., Выжанов Е.В. (Тамбов) Электромагнитная эмиссия, вызванная прерывистой деформацией алюминий-магниевого сплава в условиях оледенения	146-147
Федоров В.А., Яковлев А.В., Черемисина Ю.В., Тарасова И.Д. (Тамбов) Исследование тепловых свойств объемных аморфных металлических сплавов на основе циркония и палладия.	148-150
Карыев Л.Г. , Кочергина Ю.А., Федоров В.А., Третьяков И.А. (Тамбов) Морфология и структура поверхностей щелочно-галоидных кристаллов, формирующаяся при легировании металлами под действием тепловых и электрических полей	151-153
Новиков Г.В., Чиванов А.В., Федоров В.А., Ковалева М.Г. (Тамбов) Зависимость механических свойств и состояния поверхности аморфных и нанок-	153-156

ристаллических сплавов от времени воздействия потока β-частиц.	
Федоров В.А., Чемеркина М.В., Кириллов Р.А.(Тамбов) Подвижность дислокаций при воздействии УФ-излучения	156
Морозова Е.А., Муратов В.С. (Самара) Лазерное поверхностное легирование титана	157-159
Скотникова М.А., Алексеев В.М. ., Миронова Е.В. (Санкт-Петербург) Выбор оптимального режима термообработки титановых сплавов с применением количественной металлографии и анализа химического состава фаз	159-162
Скотникова М.А., Цветкова Г.В., Цветков С.В., Соколов А.В., Миронова Е.В. (Санкт-Петербург) Напряжённо-деформированное состояние и микрогеометрия поверхности детали после нанесения регулярного микрорельефа	162-165
Пидгурский Н.И., Пидгурский И.Н. (Тернополь/Украина, Киев/Украина) Развитие усталостных поверхностных трещин при воздействии перегрузок	165-167
Березовская В.В., Шестаков А.И., Егорова В.Ю. (Екатеринбург) Влияние пластической деформации на структуру и свойства аустенитной коррозионностойкой Cr–Mn–Ni–Mo-стали с азотом.	167-170
Кудря А.В.(Москва) Наблюдение разрушения в среде с неоднородной структурой	171-173
Соколовская Э.В. (Москва) Измерение структур и разрушения для прогноза вязкости материалов	174-176
Михайлов С.Б., Михайлова Н.А. (Екатеринбург) Образ стандартных механических свойств макроскопического структурного уровня. элемент четвертого уровня понятий материаловедения	177-179
Гурьев М.А., Иванов С.Г., Гурьев А.М. (Барнаул) Поверхностное легирование бором и титаном литой стали 110Г13	180-182
Гурьев А.М., Грешилов А.Д., Гурьев М.А., Иванов С.Г., Рогов В.Е. (Барнаул) Упрочнение сталей многокомпонентным диффузионным покрытием на основе бора	183-184
Ануфриева Е.И., Уваров А.И., Сагарадзе В.В., Данильченко В.Е., Казанцев В.А., Вильданова Н.Ф. (Екатеринбург, Киев/Украина) Влияние никеля на физико-механические свойства стареющих инваров	185-187
Коршунов Л.Г., Пушин В.Г., Черненко Н.Л., Макаров В.В. (Екатеринбург) Структура и износостойкость сплава Ti49.4Ni50.6.	188-190
Кретинина И.В., Победенная З.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Cesari E., Karaman I (Томск, Palma de Mallorca/Ppain) Ориентационная зависимость эффекта памяти формы и сверхэластичности в ферро- и метамагнитных монокристаллах	191-193
Тверсков А.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И. (Томск) Ориентационная зависимость критических скалывающих напряжений в монокристаллах аустенитной нержавеющей стали с низкой величиной энергии дефекта упаковки, содержащей атомы азота и водорода	194-196
Мещеряков Ю.И., Атрошенко С.А., Диваков А.К., Наумова Н.С. (Санкт-Петербург)	197-199

Исследование ротационной пластичности высокопрочных сталей при ударном нагружении	
Кац В.М., Лукин А.А., Морозов В.А., Петров Ю.В., Удовик А. , Федоровский Г.Д. (Санкт-Петербург) Об экспериментальном исследовании прочности металлических кольцевых образцов при ударном воздействии распределенной радиальной нагрузки магнитно-импульсным методом.	200-202
Федоровский Г.Д. (Санкт-Петербург) О возможностях применения обобщенного времени к описанию неравновесных механических процессов в реологически сложных средах.	203-205
Захаров В.М., Хорев И.Е. (Томск) Развитие энергетической гипотезы академика Н.Н. Давиденкова Томской школой механиков о масштабном эффекте при ударе	206-208
Демидова И.И. (Санкт-Петербург)) Напряжения в составных моделях	209-210
Митропольская С.Ю., Туева Е.А., Шарапова В.А., Егорова В.Ю. (Екатеринбург) Изменение структуры и физико-механических свойств аустенитных коррозионно-стойких сталей в условиях силового нагружения.	211-213
Mitropolskaya S. Yu., Tueva E. A., Mushnikov A.N. (Екатеринбург) Estimation of structure and strenghth in multi-layer steel articles.	214-216
Ипатова А. В., Вильдеман В. Э. (Пермь) Тензорные модели накопления повреждений и построение материальных функций неупругого деформирования по результатам испытаний на растяжение и кручение	217-219
Санникова Т.В., Вильдеман В.Э. (Пермь) Экспериментальное исследование полей деформаций в телах с концентраторами и анализ условий разрушения на основе использования цифровой оптической системы	220-222
Третьяков М.П., Вильдеман В.Э. (Пермь) Закритическая стадия деформирования материалов в условиях квазистатического нагружения и дополнительных вибрационных воздействий при одноосном растяжении и кручении	223-225
Ромашов Р.В. (Оренбург) О связи характеристик усталости с истинным сопротивлением пластической деформации по Давиденкову Н.Н.	225-227
Давыдова М.М., Леонтьев В.А., Чудинов В.В. (Пермь) Проявление скейлинга при фрагментации стекла в условиях квазистатического и динамического нагружений.	228-230
Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Данилов В.И. (Томск) Упругость и пластичность: двухкомпонентная модель многостадийного пластического течения твердых тел	231-233
Заводчиков А.С., Зуев Л.Б. (Пермь, Томск) Пластическая деформация и разрушение циркониевых сплавов при радиальном обжатии	234-236
Чуканов А.Н., Яковенко А.А. (Тула) Специфика природы деструктивных воздействий и характер повреждаемости уг-	237-239

леродистых сталей	
Кустов А.И., Мигель И.А., Зеленев В.М., Глазунов И.Г. (Воронеж) Экспериментальные подходы к проблеме определения прочностных характеристик материалов с применением методов акустомикроскопической дефектоскопии	240-242
Кустов А.И., Мигель И.А., Щербинин И.А. (Воронеж) Прогнозирование работоспособности твердотельных материалов с использованием акустических волн высокой частоты	243-245
Первухина О.Л. (Черноголовка) Влияние высокоскоростной деформации на структуру титана в условиях сварки взрывом и термической обработки.	246-248
Пух В.П., Байкова Л.Г., Киреенко М.Ф., Тихонова Л.В. (Санкт-Петербург) Мартенситные превращения и свойства кварцевых стекол	249-250
Старенченко В.А., Соловьёва Ю.В., Старенченко С.В., Пантюхова О.Д. (Томск) Закономерности процессов ползучести в монокристаллах Ni_3Ge, ориентированных вдоль оси [001]	251-253
Бесов А.В., Витковский И.В., Долгов Н.А., Конев А.Н. (Киев/Украина, Санкт-Петербург) Особенности напряженного состояния многослойной стенки жидкометаллического бланкета термоядерного реактора	254-256
Румянцев Б.В. (Санкт-Петербург) Механизм проявления прочности при высокоскоростном внедрении металлических струй в хрупкие материалы	257-259
Низина Т.А., Ланкина Ю.А., Селяев В.П. (Саранск) Анализ дефектности структуры полимерных композиционных материалов	260-262
Шульженко А.А., Ашкинази Е.Е., Соколов А.Н., Гаргин В.Г., Ральченко В.Г., Конов В.И. (Москва, Киев/Украина) Структура и свойства УТМ с компонентами CVD алмазов	263-265
Glavatskyy I.N., Romanenko A., Musienko D.A, Glavatska N.I. (Киев/Украина, Берлин/Германия) Giant elasticity in the Ni–Mn–Ga single crystalline shape-memory martensites	266-269
Водопьянов В.И., Цюцюра В.Ю. (Волгоград) Экспериментальное исследование локальных деформаций в зоне концентратора при растяжении полосы с отверстием	269-270
Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А., Лычагин А.Д., Голосова Т.Н. (Томск, Юрга) Влияние неоднородности напряжения на развитие деформации в ГЦК-монокристаллах	271-273
Горельский В.А.,Толкачев В.Ф., Жейков В.В. (Томск) Исследование разрушения керамик при высокоскоростном ударе	274-276
Исакаев Э.Х., Ильичев М., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. (Москва) Изменение структурного состояния и сопротивления усталостному разрушению при поверхностном упрочнении колесной стали	277-279
Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П. (Томск) Цикличность дислокационных превращений в ГПУ-сплаве циркония	280-282

Пшеничников А.П., Полетика Т.М.(Томск) Нелинейный характер макролокализации деформации в ГПУ-сплавах циркония	283-285
Петров Е.В., Кирсанов Р.Г., Кривченко А.Л. (Черноголовка, Самара, Усть-Кинельский) Структурные эффекты в стали У8, обработанной высокоскоростным потоком частиц нитрида титана.	286-288
Сафиуллин А.Р., Ахунова А. Х., Дмитриев С. В. (Уфа) Двумерное конечно-элементное моделирование процесса сварки давлением трехслойных конструкций.	288-290
Сарафанов Г.Ф. (Н.Новгород) Динамическая модель неустойчивости пластического течения в области низких температур	291-293
Сарафанов Г.Ф. (Н.Новгород) Стохастический режим эффекта Портевена-ле Шателье в сплавах	294-296
Березовская В.В., Егорова В.Ю., Шестаков А.И. (Екатеринбург) Питтинговая коррозия аустенитных Cr–Mn–Ni–Mo-сталей с азотом после различной термической обработки.	296-298
Котова Н.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк) Влияние электрического потенциала различной природы ан ползучесть и микротвердость меди	299-301
Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В. (Уфа, Сендай/Япония) Низкотемпературная деформация меди	301-304
Потапова А.А., Столяров В.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П. (Москва, Санкт-Петербург) Структурные изменения при прокатке с током и отжиге в прутке сплава TiNi.	304-306
Банников М.В., Баяндин Ю.В., Ляпунова Е.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б. (Пермь) Количественный анализ деформационных структур в алюминии в широком интервале скоростей деформации.	307-308
Благовещенский В.В., Панин И.Г. (Кострома) Исследование влияния ультразвука на пластическую деформацию путем моделирования движения дислокаций	309-310
Панченко Е.Ю., Казанцева Л.П., Тимофеева Е.Е., Чумляков Ю.И., Maier H. (Томск, Paderborn/Germany) Влияние бимодальной микроструктуры на закономерности термоупругих мартенситных превращений в ферромагнитных монокристаллах Ni–Fe–Ga–(Co)	311-313
Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Maier H. (Томск, Paderborn/Germany) Эффект памяти формы и особенности развития термоупругих мартенситных превращений под нагрузкой в [001]-монокристаллах Ti-50.6ат.%Ni	314-316
Рубаник В.В. , Клубович В.В., Рубаник В.В. мл., Шадурский А.В. (Витебск/Беларусь, Полоцк/Беларусь) Моделирование ультразвукового нагрева гибкой волноводной системы на основе TiNi, работающей в условиях управляемого резонанса	317-319
Гетманова М.Е., Гриншпон А.С., Изотов В.И., Филиппов Г.А. (Москва) Влияние дисперсности перлитной структуры на прочность и сопротивление разрушению высокоуглеродистой стали	319-322

Филиппов Г.А., Белкин А.А., Ливанова О.В. (Москва, Луховицы) Влияние длительной эксплуатации и дефектов на сопротивление коррозионно-усталостному разрушению трубных сталей	322-325
Морозов Ю.Д., Саркиц И.Г., Филиппов Г.А., Чевская О.Н. (Москва) Прочность, хладостойкость и вязкость разрушения толстолистового проката из конструкционных микролегированных сталей	325-326
Гриншпон А.С., Иванов Б.С., Комков Н.А., Филиппов Г.А.(Выкса, Москва) Влияние микролегирования на твердость и ударную вязкость колесной стали	326-327
Хомская И.В. (Екатеринбург) Влияние межкритической закалки на механические свойства сплава Fe–6,9Ni при низких температурах	328-329
Рыбак Т., Попович П., Мотрук С. (Тернополь/Украина) Оценка несущей способности и остаточной долговечности металлоконструкций в машиностроении	330
Лексовский А.М., Баскин Б.Л. (Санкт-Петербург) Коллективные эффекты в системе дефектов микро и мезо масштаба и макроразрушение	331-333
Савенков Г.Г., Барахтин Б.К., Мещеряков Ю.И. (Санкт-Петербург) Фрактальная размерность как мера диссипации кинетической энергии в процессах динамического разрушения	334-336
Савенков Г.Г. (Санкт-Петербург) Структурные аспекты динамического деформирования и разрушения сложнолегированных сталей	337-338
Савенков Г.Г., Барахтин Б.К. (Санкт-Петербург) Структурные изменения в меди после всестороннего высокоскоростного обжатия	339-340
Самуйлов С.Д. (Санкт-Петербург) Компактирование сыпучих металлических материалов при пропускании импульсов электрического тока	341-343
Никонов А.Ю., Дмитриев А.И. (Томск) Особенности поведения границ зёрен сложной структуры в условиях сдвигового динамического нагружения. Молекулярно-динамическое исследование.	344-346
Бабичева Р.И., Мулюков Х.Я., Мусабиров И.И. (Уфа) Влияние термоциклирования на электрические свойства сплава Ti-49,8%Ni, прокатанного при температуре 500 ^{o}C	347-349
Марущак П.О., Коноваленко И.В., Бищак Р.Т., Сорочак А.П. (Тернополь/Украина) Диагностика изменения свойств поверхности материала при термоциклическом нагружении	350
Камышанченко Н.В., Никулин И.С., Кузнецов Д.П., Кунгурцев М.С. (Белгород)Влияние режимов деформационного старения титана вт1-0 на изменение его прочностных параметров	351-353
Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Дурыхин М.И., Беленко В.А., Неклюдов И.М., Борц Б.Б. (Белгород, Харьков/Украина) Состояние анизотропии плоского проката микролегированной итрием меди вакуумно-индукционной плавки.	353-354

INSTRON



Высокоточные универсальные испытательные системы для испытания различных типов материалов и конструкций, с современным программным обеспечением

ООО "Новатест" - 125130, г. Москва, Старопетровский проезд 7а, (495) 788-55-23
info@novatest.ru | www.novatest.ru | www.instron.ru

BUEHLER



Высококачественные решения для пробоподготовки и металлографии: отрезные станки, шлифовально-полировальное оборудование, прессы для спекания, микроскопы, системы анализ изображения

ООО "Новатест" - 125130, г. Москва, Старопетровский проезд 7а, (495) 788-55-23
info@novatest.ru | www.novatest.ru