

К 50-летию Научного совета Российской академии наук по физике конденсированных сред

Научная сессия Отделения физических наук
Российской академии наук, 9 ноября 2011 г.

PACS number: 01.10.Fv

DOI: 10.3367/UFNr.0182.201205g.0559

9 ноября 2011 г. в конференц-зале Физического института им. П.Н. Лебедева Российской академии наук (РАН) состоялась научная сессия Отделения физических наук РАН, посвящённая 50-летию Научного совета РАН по физике конденсированных сред.

Объявленная на web-сайте ОФН РАН www.grad.ac.ru повестка заседания содержала следующие доклады:

1. **Кведер В.В.** (Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл.). *50 лет Научному совету РАН по физике конденсированных сред.*

2. **Вуль А.Я.** (Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург). *Углеродные наноструктуры: от фуллеренов к графену. Достижения и нерешённые задачи.*

3. **Глезер А.М.** (Центральный научно-исследовательский институт чёрной металлургии им. И.П. Бардина, Москва). *Структурные принципы создания многофункциональных конструкционных материалов нового поколения.*

4. **Пятаков А.П.** (Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва; Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва). *Магнитоэлектрические явления и микромагнетизм.*

Ниже публикуется статья, написанная на основе доклада 3. Содержание доклада 4 в расширенном виде отражено в обзоре А.П. Пятакова и А.К. Звездина "Магнитоэлектрические материалы и мультиферроики", который будет опубликован в одном из следующих номеров УФН.

PACS numbers: 61.43. -j, 61.46. +w, 62.50. -p
DOI: 10.3367/UFNr.0182.201205h.0559

Принципы создания многофункциональных конструкционных материалов нового поколения

А.М. Глезер

1. Введение

Современный технический прогресс предъявляет всё более возрастающие требования к конструкционным и функциональным металлическим материалам. Качественно новым среди них является требование много-

функциональности, т.е. сочетания одновременно в одном и том же материале высоких, часто трудно сочетаемых, механических, физических и химических свойств [1]. Стандартные материаловедческие принципы формирования структуры и свойств, основанные на традиционных термических и деформационных воздействиях на твёрдое тело, уже не способны удовлетворять этим требованиям, хотя иногда использование дорогостоящих многокомпонентных систем может привести к желаемым результатам [2].

Безусловно, ключом к получению новых необычных свойств материалов является создание в них принципиально новых, ранее неизвестных структурных состояний, а способом создания подобных структур являются экстремальные воздействия на твёрдые тела [3]. По мнению знаменитого английского физика Р.У. Кана, материалы в предельных состояниях представляют собой последние достижения материаловедения, и это направление будет активно развиваться в дальнейшем [4]. К предельным, по мнению Кана, относятся состояния, обусловленные экстремальным характером их обработки и, как следствие, уникальным характером формирующейся при этом микроструктуры [4]. Некоторые из подобных обработок представлены на рис. 1.

2. Закалка из расплава

В качестве наиболее эффективного метода экстремальной обработки мы, вслед за Р.У. Каном, рассмотрим закалку из жидкого состояния (ЗЖС), которая содержит принципиально новые возможности получения перспективных материалов с уникальным сочетанием свойств. В настоящее время применяется несколько методов ЗЖС, позволяющих в различных своих модификациях получать аморфные и микрокристаллические сплавы в виде лент толщиной до 100 мкм и шириной до 300 мм [5], но наиболее распространённым является метод спиннингования [6], при котором расплав подаётся под давлением

А.М. Глезер. Государственный научный центр Российской Федерации "Центральный научно-исследовательский институт чёрной металлургии им. И.П. Бардина", Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова, Москва, РФ; Национальный исследовательский технологический университет "Московский институт стали и сплавов", Москва, РФ
E-mail: a.glezer@mail.ru

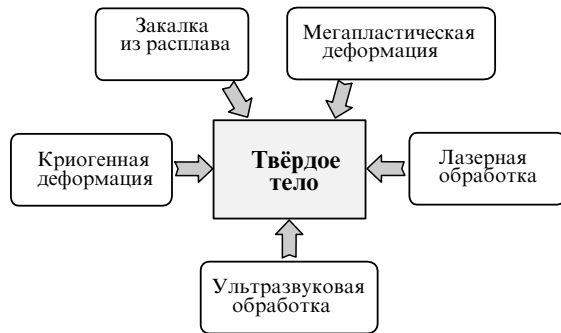


Рис. 1. Способы экстремальных воздействий, рассмотренные в данной статье.

на быстро вращающийся диск-холодильник. В результате мы имеем дело с лентой толщиной от 20 до 100 мкм со структурой, которая зависит от состава сплава и скорости охлаждения. ЗЖС на вращающемся диске-холодильнике — быстро протекающий процесс, зависящий от многих физических и технологических параметров. Изменяя или корректируя эти параметры, мы имеем возможность получать оптимальные условия ЗЖС и целенаправленно влиять на структурное состояние закалённых материалов заданного химического состава.

По мере возрастания скорости охлаждения существенно изменяется характер формирующейся структуры. Сначала происходит заметное измельчение поликристаллической структуры, а затем, в зависимости от состава сплава, увеличивается растворимость компонентов в твёрдом растворе и могут образовываться метастабильные кристаллические фазы. Наконец, если скорость охлаждения очень высока, то из-за недостатка времени кристаллизация полностью подавляется, а сдвиговая вязкость системы при охлаждении непрерывно и плавно возрастает. В окончательном виде атомная структура, присущая жидкому состоянию, удаляется от состояния термодинамического равновесия и при температуре стеклования T_g оказывается гомогенно замороженной [7]. Формирующееся при этом аморфное состояние является одним из ключевых при проведении закалочных экспериментов.

В соответствии с кинетическим подходом к процессу аморфизации, любой металлический сплав, содержащий, как минимум, более нескольких процентов второго компонента, может быть аморфизован при достижении определённой высокой скорости охлаждения [8]. Таким образом, склонность к аморфизации сплава заданного химического состава характеризуется критической скоростью охлаждения V_c , что применительно к методу спиннингования соответствует критической толщине закаливаемой ленты t_c [6]. Для предельной скорости охлаждения 10^6 град s^{-1} , которой можно достичь при спиннинговании, значение t_c для большинства аморфизируемых систем составляет, как правило, до 70–80 мкм [9]. Следует отметить, что в последние годы был обнаружен ряд легко аморфизирующихся многокомпонентных металлических систем (главным образом на основе Pd–Cu, Ti–Zr, Zr–Cu, Mg–Cu), для которых значения V_c оказались настолько низкими, что такие системы удаётся получать в виде массивных прутков и слитков [10]. Однако подавляющее большинство аморфных и нанокристаллических сплавов, имеющих практическое

применение, удаётся получить только в виде ленты толщиной несколько десятков микрометров.

Переход из жидкого (аморфного) состояния в кристаллическое можно рассматривать как переход типа беспорядок–порядок [11]. В принципе такой переход можно осуществить либо в процессе охлаждения из расплава с определённой скоростью, близкой к критической, либо при тепловом или деформационном воздействии на твердофазное аморфное состояние, полученное в свою очередь с помощью ЗЖС. При этом кристаллизация проходит в условиях постоянного подвода тепла (при постоянной или при непрерывно возрастающей температуре) с учётом дополнительной тепловой энергии, выделяющейся в процессе кристаллизации. В результате этого в системе в большинстве случаев на определённом этапе термической или деформационной обработки возникает структура, состоящая из двух явно выраженных структурных составляющих: аморфной и нанокристаллической [12]. Характер такой структуры в определённой степени зависит от скорости ЗЖС, последующего нагрева, а также от температуры и атмосферы отжига или от параметров деформационного воздействия.

Совершенно иной морфологический тип структуры можно реализовать при проведении ранних стадий кристаллизации в условиях резкого охлаждения расплава, при котором происходит эффективный теплоотвод от кристаллизующейся системы. Подобные аморфно-кристаллические системы изучены ещё крайне мало, но механические свойства, реализуемые при этом, можно отнести к разряду уникальных (твёрдость по Виккерсу $HV = 15$ ГПа, прочность $\sigma_p = 4,8$ ГПа [13]).

В принципе при ЗЖС, в зависимости от значения V_c и параметров теплоотвода, возможны реализация пяти различных сценариев и соответственно получение пяти различных по структуре и свойствам состояний:

1) кристаллизация жидкой фазы полностью реализуется в процессе ЗЖС, и мы имеем дело с однофазной или многофазной нано- или субмикроструктурной структурой;

2) в процессе ЗЖС возникает аморфное состояние, которое при последующем охлаждении до температуры ниже T_g успевает частично или полностью кристаллизоваться. Возможен и другой вариант: кристаллизация осуществляется непосредственно из расплава одновременно с переходом других областей расплава в аморфное состояние. В результате формируется аморфно-нанокристаллическая структура;

3) в процессе ЗЖС формируется метастабильное аморфное состояние, которое является устойчивым в широком интервале температур и характеризуется отсутствием атомного (кристаллического) порядка в расположении атомов при наличии заметного композиционного и топологического ближнего порядка в первых координационных сферах. Аморфные сплавы имеют высокую пластичность и высокую прочность, близкую к теоретическому пределу. Подобное сочетание механических характеристик делает аморфные сплавы единственным в своём роде объектом, представляющим как чисто научный, так и прикладной интерес [14];

4) последующее тепловое воздействие при соответствующих режимах приводит к частичной или полной кристаллизации аморфного состояния, полученного методом ЗЖС;

5) последующее очень сильное деформационное воздействие приводит к частичной или полной нанокристаллизации аморфного состояния, полученного методом ЗЖС.

Как мы видим, для образования кристаллических и аморфных структур первого, второго и третьего типов требуется только один этап ЗЖС, а образование структур четвёртого и пятого типов происходит в два этапа (ЗЖС + термическая или деформационная обработка). Приведённая выше структурная классификация материалов, предложенная в работе [15], позволяет физически более обоснованно подойти к описанию структурных особенностей, присущих ЗЖС-материалам, а как следствие, к целенаправленному получению необходимых физико-механических свойств. Важно подчеркнуть, что нанокристаллическое состояние, полученное посредством ЗЖС, всегда формируется по принципу "снизу вверх" (нанокристаллы растут из расплава или из аморфной матрицы), что роднит закалку из расплава с наиболее прогрессивными современными нанотехнологиями, построенными по тому же принципу [16].

Проведённое рассмотрение убедительно демонстрирует, насколько широк и многообразен спектр структурных состояний наноматериалов, который можно получить при ЗЖС (аморфное, аморфно-нанокристаллическое и наноструктурированное). Соответственно столь же многообразны и даже уникальны физико-механические свойства, присущие этим структурам.

В процессе разработки перспективных аморфных сплавов (АС), полученных методом ЗЖС, нами были решены следующие важные проблемы.

- Сформулирована концепция областей избыточного свободного объёма как характеристических дефектов, ответственных за протекание процессов пластической деформации и разрушения АС [17].

- Установлена природа отпускной хрупкости АС и предложены способы целенаправленного воздействия на температурный интервал её проявления [18].

- Предложен метод оценки температурно-временной стабильности механических свойств АС [19].

- Разработан способ криогенной обработки АС, ведущий к улучшению их магнитных и механических свойств [20].

- Обнаружен эффект пластификации при переходе из аморфного состояния в нанокристаллическое [21].

- Разработаны высокопрочные АС с карбидным упрочнением [22].

- Установлена структурная модель пластической деформации АС, содержащих нанокристаллы [23].

В процессе разработки перспективных нанокристаллических сплавов (НКС), полученных методом ЗЖС, нам удалось решить следующие задачи.

- Показано, что ЗЖС не замедляет, а, наоборот, может ускорять протекание фазовых превращений в твёрдом теле [24].

- Установлено существование критического размера нанокристаллов, при котором подавляются атермическое и термоупругое мартенситные превращения [25].

- Оптимизированы условия получения сплавов типа "Finemet" с уникальными магнитными и механическими свойствами [26].

- Предложен новый механизм пластического течения НКС — низкотемпературное зернограничное микропроскальзывание [27].

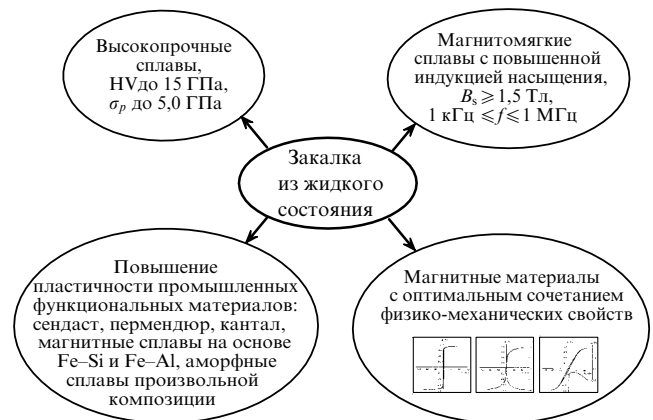


Рис. 2. Создание новых многофункциональных материалов методом ЗЖС.

- Показано, что аномалия зависимости Холла – Петча в НКС обусловлена сменой механизма пластической деформации: от дислокационного течения к зернограничному микропроскальзыванию [28].

- Предложена новая классификация нанокристаллов по их механическому поведению [29].

- Установлены структурные механизмы разрушения нанокристаллов [30].

На рисунке 2 схематично показаны наиболее яркие примеры получения с помощью ЗЖС многофункциональных сплавов нового поколения. Кроме того, безусловно, большую самостоятельную группу формируют аморфные сплавы, которые находят применение в качестве армирующих элементов в композитах на основе керамики, пластмасс и бетона. Весьма перспективным является использование высокопрочных аморфных сплавов в качестве материалов для абразивных и режущих инструментов. Нет никаких сомнений в том, что области применения полученных методом ЗЖС аморфных и нанокристаллических сплавов, обладающих ценными механическими, магнитными, электрическими и коррозионными свойствами, постоянно будут расширяться.

3. Мегапластическая деформация

К числу экстремальных воздействий, безусловно, следует отнести воздействие на металлическое твёрдое тело очень больших пластических деформаций. За последние годы интерес к этому способу воздействия на материалы значительно возрос, поскольку последний даёт возможность существенно улучшить физико-механические свойства металлических материалов [31]. В значительной мере это связано с образованием наноструктурных состояний различного вида, в частности с процессами нанокристаллизации при обработке аморфных сплавов, закалённых из расплава.

Пластическую деформацию, при которой истинная деформация ϵ больше 1 и может достигать значений свыше 7–8, в отечественной литературе обычно называют *интенсивной пластической деформацией*. Этот термин, однако, представляется не совсем удачным. В самом деле, под интенсивными процессами в природе понимаются, как правило, процессы, идущие с высокой скоростью [32]. В случае очень больших деформаций, как показывают проведённые оценки, скорость деформации обычно невелика (в пределах $10^{-1} - 10^1 \text{ с}^{-1}$), т.е. нахо-

дится в переходной области между статическими и динамическими скоростями деформирования, соответствующей скоростям, реализуемым, например, при обычной прокатке. В связи с этим считать интенсивной подобную деформацию никак нельзя. Используемый в англоязычной литературе термин *severe plastic deformation* [33] более удачен, поскольку может быть переведён на русский язык как "строгая", "жёсткая", "глубокая", а точнее всего — "сильная" пластическая деформация [34].

В работе [35] был предложен другой, физически более строгий, русскоязычный термин. Он восходит к общеподлинной философской концепции наших представлений об окружающей материи. Как хорошо известно [36], естественные рассматривает три масштабных уровня материального мира: микромир, в котором реализуется масштаб отдельных атомов и молекул, макромир — масштаб человеческого восприятия мира: метр, килограмм, секунда — и мегамир — астрономический масштаб. Существует прямая аналогия между описанными выше масштабными уровнями организации материи и уровнями пластической деформации. В самом деле, хорошо известен процесс микропластической деформации, наблюдающийся до достижения значения макроскопического предела текучести, и процесс макропластической деформации, реализующийся при напряжениях, превышающих предел текучести [37]. Таким образом, продолжая отмеченную аналогию, следует называть очень большую пластическую деформацию мегапластической деформацией (МПД), что отвечает общей логике развития любого материального явления.

Наиболее распространёнными в настоящее время способами создания гигантских величин деформации являются кручение под давлением в камере Бриджмена (КДКБ), равноканальное угловое прессование (РКУП), винтовая экструзия и аккумулялированная прокатка [38]. Реализуемые при этом пластические деформации настолько значительны, что теряют смысл обычные значения относительных степеней деформации и следует переходить к истинным логарифмическим деформациям ϵ .

Суммируя большое количество экспериментальных исследований по изучению структуры материалов, подвергшихся МПД, можно констатировать, что наблюдается сложное сочетание дефектных структур, содержащих малоугловые и высокоугловые границы зёрен в различном процентном соотношении, а также дефектные структуры внутри зёрен различной степени совершенства. Популярная в литературе трёхмерная статистическая оценка подобной структуры зёрен даёт в лучшем случае соотношение между высокоугловыми и малоугловыми границами в материале и мало информации о природе тех физических процессов, которые протекают непосредственно при МПД. Кроме того, эта информация, к сожалению, довольно противоречива и неоднозначна, поскольку в различных экспериментах наблюдают, как правило, различные структурные состояния на одних и тех же материалах при сходных условиях деформирования. При этом истинное наноструктурное состояние ($d < 0,1$ мкм) формируется далеко не всегда. В сталях и сплавах МПД нередко сопровождается фазовыми переходами: выделение и растворение фаз, мартенситное превращение, аморфизация [39]. Последняя, как правило, происходит в интерметаллидах или многокомпонентных системах при относительно низких темпера-

турах. В наших исследованиях удалось повысить значение прочности после МПД при комнатной температуре методом РКУП для высокопрочных мартенситно-стабилизирующих сталей на 25% только за счёт существенной фрагментации продуктов обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (размер γ -частиц около 20–30 нм) при сохранении достаточной пластичности [40].

Наиболее стройную концепцию больших пластических деформаций предложил В.В. Рыбин [41]. На основе представлений о доминирующей роли дисклинационной моды при осуществлении больших пластических деформаций и связанных с ней процессов фрагментации В.В. Рыбину удалось корректно описать явления, протекающие при значительных степенях деформации, близких к $\epsilon = 1$. В соответствии с дисклинационной концепцией, размер фрагментов — основных структурных элементов — по мере увеличения деформации плавно снижается, достигая постоянного минимального значения 0,2 мкм. Это, по существу, означает, что переход в область наноструктурного состояния и получение размера фрагментов (зёрен) менее 100 нм при действии дисклинационной моды вряд ли возможны. В работе С.А. Фирстова и др. [42] обращается внимание на то обстоятельство, что переход к высокодеформированному состоянию сопровождается скачкообразными изменениями в структуре материала, которые происходят при некотором критическом значении ϵ_c . Для случая технически чистого железа $\epsilon_c \approx 1$. Кроме того, меняется механическое поведение материала: деформационное упрочнение при больших деформациях подчиняется линейному закону, а не параболическому. В ряде исследований (см., например, [43]) показано, что с увеличением МПД в структуре происходит образование очень большого числа избыточных точечных дефектов (главным образом вакансий), способных стимулировать протекание при деформации диффузионных фазовых превращений.

В работе [35] нами были рассмотрены энергетические аспекты поведения твёрдого тела под нагрузкой. При механическом воздействии на твёрдое тело конечных размеров происходит "закачка" в него определённой энергии деформации (рис. 3). Очевидным "каналом диссипации" этой энергии является пластическая деформация. При исчерпании возможностей этого канала может быть реализован другой канал — механическое разрушение. Однако при значительных величинах упругой энергии пластическая деформация может в принципе инициировать дополнительные "каналы диссипации": динамическую рекристаллизацию, фазовые превращения и выделение тепловой энергии (см. рис. 3). В случае МПД,

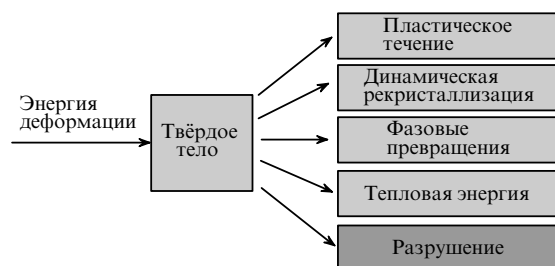


Рис. 3. Энергетические принципы механического воздействия на твёрдое тело в условиях МПД.

когда велика компонента напряжений всестороннего сжатия, образование и рост раскалывающих трещин частично или полностью подавляются и, следовательно, существенно затрудняется реализация процесса разрушения. Иными словами, используя РКУП, КДКБ или аналогичные схемы нагружения, мы заставляем твёрдое тело деформироваться, не разрушаясь. Если концепция В.В. Рыбина [41] верна, то пластическая деформация эффективна до определённого предела, соответствующего формированию критической дефектной структуры, а затем основными каналами диссипации должны стать другие физические процессы: динамическая рекристаллизация, фазовые превращения и/или выделение тепла. В работе [44] нами предложено три возможных сценария развития дальнейших событий. В случае, когда в материале облегчены процессы дислокационных (дисклинационных) перестроек (например, в чистых металлах), вслед за пластической деформацией осуществляется низкотемпературная динамическая рекристаллизация. Локальные области структуры "очищаются" от дефектов, и в новых рекристаллизованных зёрнах снова начинается процесс пластического течения, обусловленный дислокационными и дисклинационными модами. В этом случае динамическая рекристаллизация выступает в качестве мощного дополнительного канала диссипации упругой энергии. В том случае, когда подвижность носителей пластической деформации относительно низка (например, в твёрдых растворах или интерметаллидах), мощным дополнительным каналом диссипации упругой энергии служит фазовый переход. Чаще всего это переход типа "кристалл → аморфное состояние". В результате пластическое течение локализуется в аморфной матрице в отсутствие эффектов деформационного упрочнения и накопления больших внутренних напряжений. Существует, по-видимому, промежуточный случай, когда дополнительным каналом диссипации могут служить дисклинационные перестройки, что приводит к наблюдаемой в некоторых экспериментах стабилизации фрагментированной структуры по мере развития МПД.

Очевидно, что переход от одного сценария структурных перестроек к другому зависит также от параметра T_{MPD}/T_m , где T_{MPD} — температура МПД с учётом возможного эффекта выделения тепла, T_m — температура плавления. На основании детального анализа структурных процессов, протекающих при МПД, нами сформулированы три основополагающих принципа реализации МПД: принцип гидростатичности схемы напряжённого состояния при МПД, принцип недислокационных мод диссипации упругой энергии при реализации МПД и принцип цикличности структурно-фазовых превращений в процессе МПД. Сущность первых двух принципов ясна из вышесказанного. Что касается принципа цикличности, то его сущность имеет синергетическую природу в условиях открытой системы, при которой происходит постоянная "закачка" энергии деформации в процессе МПД [45]. Если рассмотреть конкретный микрообъём деформируемого образца, то вслед за динамической рекристаллизацией или аморфизацией процесс пластической деформации начинается, можно сказать, с чистого листа во вновь образовавшемся рекристаллизованном зерне или в области аморфной фазы. Далее в рассматриваемом микрообъёме под действием деформирующих напряжений снова происходит накопление дефектов и процесс повторяется. Цикличность

структурообразования при МПД в условиях динамической рекристаллизации для чистых металлов впервые была установлена В.А. Лихачёвым в работе [46] и затем неоднократно подтверждена другими исследователями. Цикличность при МПД в условиях фазовых переходов кристалл ↔ аморфное состояние для интерметаллидов недавно была установлена в работе [47].

Проведённые расчёты показывают, что при низких значениях барьера Пайерлса и наличии эффективного канала диссипации кривая пластического течения имеет циклический характер с определённой "длиной волны" $\Delta\epsilon$ [44]. Тот факт, что мы практически никогда не фиксируем подобных кривых течения в эксперименте, не противоречит этим расчётам. Процесс пластического течения на всех этапах своего развития протекает, как хорошо известно, крайне неоднородно, и различные области деформируемого кристалла находятся на различных этапах своей эволюции.

Важно подчеркнуть, что протекание МПД вовсе не гарантирует образования нанокристаллического состояния с размером кристаллитов менее 100 нм, разделённых высокоугловыми или межфазными границами. Например, в чистых металлах с высокой дислокационной подвижностью это практически исключено. Важными факторами образования наноструктур при МПД являются протекание фазовых превращений мартенситного и диффузионного типа, двойникования, а также переход в аморфное состояние. Стимулируя фазовые превращения или двойникование варьированием температуры и химического состава материалов, мы в состоянии получить наноструктуры различного типа.

Чрезвычайно широкое распространение в научной литературе получила гипотеза о том, что в результате МПД образуются "особые" неравновесные границы зёрен [48]. Эти границы, по мнению некоторых авторов, ответственны за аномальные явления проскальзывания, диффузии, взаимодействия с решёточными дефектами и, как следствие, могут отвечать за высокие значения прочности и пластичности. В рамках предложенной нами энергетической модели МПД нет необходимости привлекать представления об "особых" сильнонеравновесных границах зёрен. Более того, границы, сформировавшиеся при динамической рекристаллизации, могут быть в принципе отнесены к границам двух типов: к обычным высокоугловым границам, возникшим при динамической рекристаллизации, и к фрагментированным высокоугловым границам, возникшим в процессе деформации. Границы обоих типов должны, по-видимому, обладать теми же свойствами, что и любые другие границы зёрен. Можно предполагать, что границы зёрен первого типа и прилегающие к ним микрообласти кристалла, очевидно, менее дефектны и ответственны за склонность материала к пластическому течению, а границы второго типа, имеющие деформационное происхождение, и прилегающие к ним микрообласти кристалла более дефектны и ответственны за упрочнение в соответствии с соотношением Холла – Петча.

На рисунке 4 представлена зависимость объёмной доли границ зёрен обоих типов, определённая нами с помощью электронной микроскопии, для чистого железа после различных стадий КДКБ при комнатной температуре. Видно, что по мере увеличения числа оборотов подвижной наковальни n доля фрагментированных высокоугловых границ зёрен α_f снижается и при $n = 3$

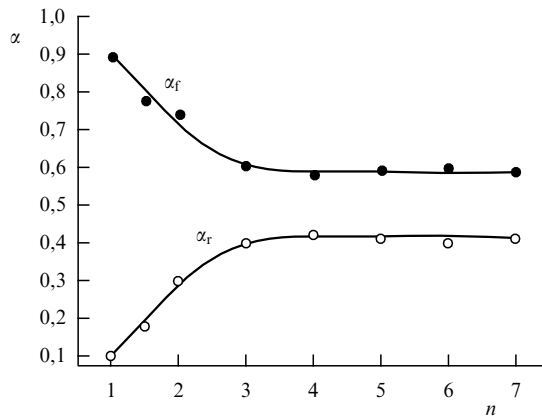


Рис. 4. Изменение объёмной доли высокоугловых границ зёрен, возникших при фрагментации (α_f) и при динамической рекристаллизации (α_r) по мере увеличения числа полных оборотов n подвижной наковальни в камере Бриджмена в процессе МПД α -Fe при комнатной температуре.

доходит до насыщения ($\alpha_{f0} = 0,6$); доля рекристаллизованных границ зёрен α_r при этом соответственно возрастает и при $n = 3$ также доходит до насыщения ($\alpha_{r0} = 0,4$). В дальнейшем соотношение $K = \alpha_f/\alpha_r$ практически не изменяется. В соответствии с нашим предположением, именно значение K определяет соотношение между прочностью и пластичностью материала, прошедшего МПД. Это заключение находится в некотором противоречии с модной ныне точкой зрения, что эффективность МПД определяется общей долей высокоугловых границ зёрен, сформировавшихся при МПД, вне зависимости от природы границ зёрен [33].

4. Криогенная деформация

Известно [25], что мартенситное превращение подавляется в нанокристаллических структурах. Чем больше деформация превращения, тем больше критический размер, подавляющий рост мартенситных кристаллов [49]. Это обстоятельство не даёт возможности получить при стандартных условиях обработки наноразмерные кристаллы мартенсита, способные, очевидно, существенно повысить прочность и улучшить ряд других функциональных свойств металлических материалов. Вместе с тем уже давно применяется низкотемпературная деформация, имеющая ряд существенных особенностей как с точки зрения формирования дислокационных структур, так и с точки зрения активации мартенситных превращений [50]. В связи с этим нами были проведены эксперименты по низкотемпературной (77 К) деформации сплавов Fe–Cr–Ni, имеющих при комнатной температуре однофазную гранцентрированную кубическую (ГЦК) решётку γ -фазы, которая оставалась стабильной (не превращалась в объёмноцентрированную кубическую (ОЦК) решётку α -мартенсита ни при охлаждении до температуры 77 К, ни при пластической деформации при комнатной температуре). Оказалось, что при определённых условиях проведения экспериментов одновременное охлаждение до криогенных температур и пластическая деформация (прокатка) способны стимулировать мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, и при существенном количестве α -мартенсита (объёмная доля более 0,6) значительно (почти в три раза) повысить прочность и твёрдость хромо-никелевого сплава. Небольшие леги-



Рис. 5. Наноразмерные кристаллы α -мартенсита, возникшие при криогенной ($T = 77$ К) деформации в сплаве Fe–Ni–Cr–Al; темнопольное электронно-микроскопическое изображение в рефлексе α -фазы.

рующие добавки Al способствовали дисперсионному твердению и дополнительному увеличению прочности при низкотемпературном отжиге ещё на 15 % [51].

Структурный анализ показал, что столь значительный упрочняющий эффект при криогенной деформации обусловлен образованием мартенситных нанокристаллов размером 10–50 нм (рис. 5) и сильно фрагментированных кристаллов аустенита размером не более 100 нм, которые сохранялись при низкотемпературном отпуске. Безусловно, совместное влияние пластической деформации и температуры, когда каждый из указанных факторов в отдельности является малоэффективным, может служить эффективным способом создания уникальной структуры и свойств материалов, который может быть успешно реализован и для других металлических систем.

Малый объём данной статьи, к сожалению, лишает нас возможности описать эффективность применения ещё двух упомянутых на рис. 1 экстремальных воздействий: лазерной и ультразвуковой обработок.

5. Принцип комбинированных экстремальных воздействий

Рассмотренные в разделах 2–4 процессы структурообразования показали многообразие наноструктурных состояний, которые можно получить с использованием экстремальных воздействий на конденсированное состояние материалов. Метод ЗЖС, МПД и лазерное воздействие вызывают появление необычных структур, которые обуславливают уникальные физические и механические свойства. Криогенная деформация в определённых условиях приводит к формированию мартенситных наноструктур с существенно более высокой прочностью, пластичностью и удовлетворительной коррозионной стойкостью. Ультразвуковые воздействия приводят к заметной релаксации внутренних напряжений и к ощутимому упрочнению поверхностных слоёв.

У нас возникла идея объединить вышеупомянутые экстремальные воздействия и "выстроить" их в единую технологическую цепочку, что могло бы привести к качественным изменениям характера конечной структуры, а следовательно, к возможности получить уникальные

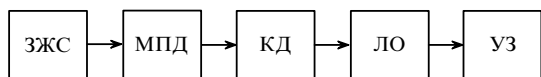


Рис. 6. Принцип комплексных экстремальных воздействий: ЗЖС — закалка из жидкого состояния, МПД — мегапластическая деформация, КД — криогенная деформация, ЛО — лазерная обработка, УЗ — ультразвуковая обработка.

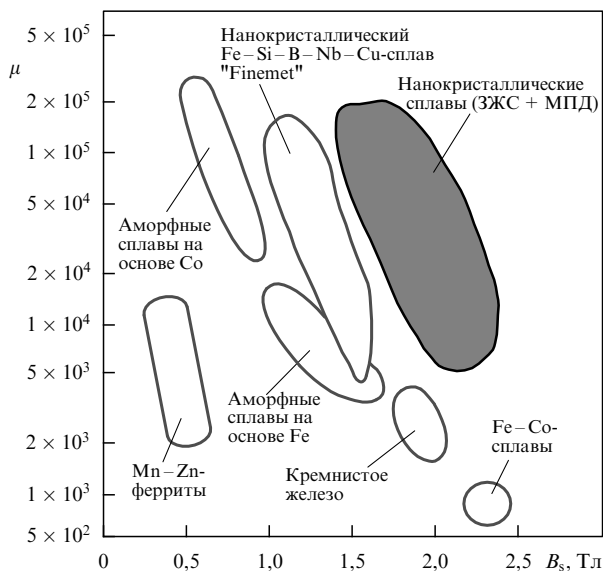


Рис. 7. Новые многофункциональные магнитно-мягкие сплавы, созданные посредством комплексных экстремальных воздействий ЗЖС + МПД.

свойства металлических материалов, подвергнутых комплексным экстремальным воздействиям (рис. 6). Отдельные звенья этой цепочки уже были нами реализованы (ЗЖС, ведущая к аморфному состоянию, + МПД) [52]. Это привело к уникальным магнитным и механическим свойствам сплавов типа металл-металлоид, которые не удавалось получить ранее [53] (рис. 7). Возможно выстраивание и других, ранее не изученных, технологических цепочек, например МПД + ультразвуковое воздействие или ЗЖС + криогенная деформация. Безусловно, наибольший интерес представляет четырёхзвенная цепочка: ЗЖС с образованием аморфной, аморфно-нанокристаллической или нанокристаллической структуры + МПД + криогенная деформация (или МПД при криогенных температурах) + ультразвуковая обработка. Но для успешной реализации комплексной обработки необходимо "синхронизировать" параметры всех способов воздействия на материал для получения качественно новых структур и структурно-чувствительных свойств.

Подобная "синхронизация", безусловно, должна явиться предметом дальнейших исследований, в которых будут последовательно рассмотрены различные варианты экстремальных воздействий и оптимизированы условия их реализации. Такая постановка исследований является абсолютно оригинальной и не нашла ещё достаточного отражения в научной литературе.

6. Принцип инженерии границ зёрен

Важнейшим элементом структуры материалов являются границы зёрен. Воздействуя на них, можно управлять

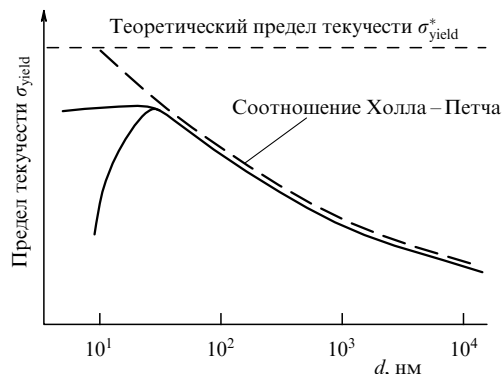


Рис. 8. Использование принципа инженерии границ зёрен для создания сверхвысокопрочного состояния, близкого к теоретическому пределу для твёрдых тел.

физико-механическими характеристиками материалов. Например, образование зернограницных сегрегаций "вредных" примесей способно привести к хрупкости материалов и существенному снижению прочности. Наоборот, целенаправленное создание на границах зёрен сегрегаций "полезных" примесей, повышающих их когезивную прочность, способно существенно улучшить механические свойства материалов. Целенаправленно влияя на структуру и фазовый состав границ, мы в состоянии управлять свойствами материалов. Принцип инженерии границ зёрен можно успешно применить, например, к сплавам, полученным методом ЗЖС или МПД. Перспективность такого подхода можно проиллюстрировать на примере недавно выполненного нами исследования [54]. Для нанокристаллических сплавов на основе Ti-Ni-Cu было показано, что введение в границы зёрен наночастиц боридных фаз Ti_2B и TiB_2 размером около 5 нм, согласно принципу инженерии, подавляет процесс низкотемпературного зернограницного проскальзывания и смещает область аномалии соотношения Холла-Петча к меньшим значениям среднего размера нанокристаллов. Это позволяет на 20 % повысить максимальное нормированное значение микротвёрдости и вплотную (на 95 %) приблизиться к теоретическому пределу этой характеристики (рис. 8).

7. Заключение

Нами проанализированы основные закономерности структурообразования и формирования уникальных физико-механических свойств в металлических материалах при экстремальных воздействиях (закалка из расплава, мегапластическая и криогенная деформации). Предложен принцип комбинированных экстремальных воздействий, на основе которого разработаны многофункциональные материалы, сочетающие в себе высокую прочность с заданным уровнем физических свойств. Методом инженерии границ зёрен получены модельные сплавы с реальной прочностью, близкой к теоретическому пределу. Мы рассмотрели только два принципиальных следствия из проведённого выше рассмотрения экстремальных воздействий на структуру и свойства металлических материалов, но заинтересованный читатель, без сомнения, найдёт для себя и другие полезные идеи для новых эффективных путей создания перспективных материалов недалёкого будущего. По крайней мере, мы на это очень надеемся.

Автор посвящает эту статью памяти выдающегося российского физика *Юрия Андреевича Осипьяна*, 80-летие которого недавно отметила научная общественность России. Автор выражает глубокую признательность своим ученикам и коллегам, принявшим активное участие в совместных экспериментах.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российским фондом фундаментальных исследований (гранты 09-02-00831, 09-02-90439 и 11-02-12063) и Федеральной целевой программой Министерства образования и науки РФ "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" (контракт П2291).

Список литературы

- Осипьян Ю А, Могутнов Б М, Глезер А М *Изв. РАН. Сер. физ.* **66** 1230 (2002)
- Фирстов С А и др., в сб. *Современные проблемы физического материаловедения* (Труды ИПМ НАНУ, Вып. 18) (Киев: ИПМ, 2009) с. 140
- Фортвов В Е *Экстремальные состояния вещества* (М.: Физматлит, 2009); Fortov V E *Extreme States of Matter on Earth and in the Universe* (Berlin: Springer, 2011)
- Cahn R W *The Coming of Materials Science* (Amsterdam: Pergamon, 2001) [Кан Р У *Становление материаловедения* (Н. Новгород: Изд-во Нижегородского гос. ун-та, 2011)]
- Luborsky F E (Ed.) *Amorphous Metallic Alloys* (London: Butterworth-Heinemann, 1983) [Люборский Ф Е (Ред.) *Аморфные металлические сплавы* (М.: Металлургия, 1987)]
- Филонов М Р, Аникин Ю А, Левин Ю Б *Теоретические основы производства аморфных и нанокристаллических сплавов методом сверхбыстрой закалки* (М.: МИСиС, 2006)
- Золотухин И В, Калинин Ю Е *УФН* **160** (9) 75 (1990) [Zolotukhin I V, Kalinin Yu E *Sov. Phys. Usp.* **33** 720 (1990)]
- Судзуки К, Фудзимори Х, Хасимото К *Аморфные металлы* (М.: Металлургия, 1987)
- Santor V (Ed.) *Rapidly Quenched Metals III* (London: Metals Society, 1978) [Кантор В (Ред.) *Быстрозакаленные металлы* (М.: Металлургия, 1983)]
- Inoue A, in *Amorphous and Nanocrystalline Materials: Preparation, Properties, and Applications* (Eds A Inoue, K Hashimoto) (Berlin: Springer, 2001) p. 1
- Френкель Я И *Введение в теорию металлов* (Л.: Наука, 1972)
- Глезер А М *Российский хим. журн.* **XLVI** (5) 57 (2002)
- Глезер А М и др. *ФММ* **64** 1106 (1987)
- Глезер А М и др. *Механическое поведение аморфных сплавов* (Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2006)
- Глезер А М *Материаловедение* (3) 10 (1999)
- Третьяков Ю Д *Вестник РАН* **77** 3 (2007) [Tret'yakov Yu D *Herald Russ. Acad. Sci.* **77** 7 (1990)]
- Бетехтин В И, Глезер А М, Кадомцев А Г, Кипятков А Ю *ФТТ* **40** 85 (1998) [Betekhtin V I, Kadomtsev A G, Kipyatkova A Yu, Glezer A M *Phys. Solid State* **40** 74 (1998)]
- Glezer A M *J. Physique IV* **8** Pr8-175 (1998)
- Глезер А М и др. *ФММ* **80** (2) 142 (1995)
- Зайченко С Г и др., Патент РФ № 2154869 (1999)
- Глезер А М, Пермякова И Е, Манаенков С Е *Докл. РАН* **418** 181 (2008) [Glezer A M, Permyakova I E, Manaenkov S E *Dokl. Phys.* **53** 8 (2008)]
- Глезер А М и др., Патент РФ № 2001457 (1989)
- Глезер А М и др., в сб. *IV Междунар. конф. "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов"*, Москва, 25–28 октября 2011 г. *Сборник материалов* (М.: ИМЕТ РАН, 2011) с. 303
- Глезер А М и др. *Докл. РАН* **407** 478 (2006) [Glezer A M et al. *Dokl. Phys.* **51** 197 (2006)]
- Glezer A M et al. *J. Nanopart. Res.* **5** 551 (2003)
- Шурьгина Н А и др. *Изв. РАН. Сер. физ.* **76** 52 (2012) [Shurygina N A et al. *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.* **76** 44 (2012)]
- Glezer A, Pozdnyakov V *Nanostruct. Mater.* **6** 767 (1995)
- Поздняков В А, Глезер А М *ЖТФ* **21** (1) 31 (1995) [Pozdnyakov V A, Glezer A M *Tech. Phys. Lett.* **21** 13 (1995)]
- Глезер А М *Деформация и разрушение материалов* (2) 1 (2010)
- Поздняков В А, Глезер А М *ФТТ* **47** 793 (2005) [Pozdnyakov V A, Glezer A M *Phys. Solid State* **47** 817 (2005)]
- Андриевский Р А, Глезер А М *УФН* **179** 337 (2009) [Andrievskii R A, Glezer A M *Phys. Usp.* **52** 315 (2009)]
- Уманский Я С, Финкельштейн Б Н, Блантер М Е *Физические основы материаловедения* (М.: Металлургиздат, 1949)
- Valiev R Z et al. *JOM* **58** (4) 33 (2006)
- Амосова Н Н и др. *Большой англо-русский словарь* Т. 2 (М.: Русский язык, 1988) с. 427
- Глезер А М *Изв. РАН. Сер. физ.* **71** 1764 (2007) [Glezer A M *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.* **71** 1722 (2007)]
- Головин Ю И *Универсальные принципы естествознания* (Тамбов: Изд-во Тамб. гос. ун-та, 2002)
- Штремель М А *Прочность сплавов* Т. 2 (М.: МИСиС, 1997)
- Валиев Р З *Российские нанотехнологии* **1** (1–2) 208 (2006)
- Глезер А М, Громов В Е *Нanomатериалы, созданные путем экстремальных воздействий* (Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2010)
- Глезер А М и др. *Изв. РАН. Сер. физ.* **69** 1350 (2005)
- Рыбин В В *Большие пластические деформации и разрушение металлов* (М.: Металлургия, 1986)
- Фирстов С А и др. *Изв. вузов. Физика* (3) 41 (2002) [Firstov S A et al. *Russ. Phys. J.* **45** 251 (2002)]
- Гапонцев В Л, Кондратьев В В *Докл. РАН* **385** 608 (2002) [Gaponov V L, Kondrat'ev V V *Dokl. Phys.* **47** 576 (2002)]
- Глезер А М, Поздняков В А *Деформация и разрушение материалов* (4) 9 (2005)
- Глезер А М, Метлов Л С *ФТТ* **52** 1090 (2010) [Glezer A M, Metlov L S *Phys. Solid State* **52** 1162 (2010)]
- Лихачев В А и др. *ФММ* **45** (1) 163 (1978)
- Глезер А М, Сундеев Р В, Шалимова А В *Докл. РАН* **440** 39 (2011) [Glezer A M, Sundeev R V, Shalimova A V *Dokl. Phys.* **56** 476 (2011)]
- Валиев Р З, Александров И В *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией* (М.: Логос, 2000)
- Блинова Е Н и др. *Материаловедение* (12) 3 (2007)
- Старцев В И, Ильичев В Я, Пустовалов В В *Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах* (М.: Металлургия, 1975)
- Глезер А М и др. *Деформация и разрушение материалов* (10) 23 (2011)
- Глезер А М и др. *Изв. РАН. Сер. физ.* **73** 1310 (2009) [Glezer A M et al. *Bull. Russ. Acad. Sci.* **73** 1240 (2009)]
- Глезер А М и др., Патент РФ № 2391414 (2008)
- Глезер А М и др. *Деформация и разрушение материалов* (11) 1 (2011)