

PACS numbers: 61.43.Dq, 62.20.Qp, 62.40.+i, 68.60.Bs, 75.80.+q, 81.40.Ef, 81.40.Rs

Магнитомеханические эффекты в аморфных лентах, полученных быстрой закалкой из расплава

М. А. Васильев, Г. Г. Галстян

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

Впервые исследовано влияние на микротвердость аморфных лент различного состава длительности их выдержки в постоянном магнитном поле (МП) напряженностью 0,17 Т на воздухе при комнатной температуре. Установлена немонотонная зависимость микротвердости от длительности выдержки образцов аморфных металлических сплавов (АМС) в МП. Эта особенность проявляется как для магнитных, так и немагнитных АМС. Длительная экспозиция в МП приводит к эффекту упрочнения. На основании проведенных исследований сделано предположение о том, что природа обнаруженного магнитомеханического эффекта связана с переходом аморфного сплава под воздействием МП в новое структурное состояние с иными параметрами ближнего порядка и уровнем внутренних напряжений.

Вперше досліджено вплив на мікротвердість аморфних стрічок різного складу тривалості витримки їх у постійнім магнетнім полі (МП) напруженістю 0,17 Т у повітрі за кімнатної температури. Встановлено немонотонну залежність мікротвердості від тривалості витримки зразків аморфних металевих стопів (АМС) у МП. Ця особливість проявляється як для магнетних, так і немагнетних АМС. Тривала експозиція в МП призводить до ефекту зміцнення. На основі виконаних досліджень зроблено припущення про те, що природа виявленого магнетомеханічного ефекту пов'язана з переходом аморфного стопу під впливом МП у новий структурний стан з іншими параметрами близького порядку та рівнем внутрішніх напружень.

Impact of duration of holding of various-composition amorphous ribbons within the 0.17 T magnetic field (MF) on their microhardness is investigated for the first time. Ribbons are held in the air at room temperature. Non-monotonic dependence of microhardness on holding duration in MF for samples of amorphous metal alloys (AMA) is revealed. Such a feature manifests itself for both magnetic and non-magnetic AMA. Long-term holding in MF

results in strengthening of АМА. As suggested, the detected magneto-mechanical effect is caused by transition of the amorphous alloy under MF action into a new structural state with different short-range order parameters and level of internal stresses.

Ключевые слова: аморфные металлические сплавы, постоянное магнитное поле, микротвердость, магнитомеханический эффект.

(Получено 1 декабря 2007 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Известно, что сильное (более нескольких Тесла) магнитное поле (МП) является дополнительным термодинамическим фактором, который наряду с температурой и давлением влияет на кинетику и механизм структурно-фазовых изменений в магнитных и немагнитных материалах [1]. Такие поля являются эффективным средством управления структурой, а, следовательно, и функциональными свойствами магнитных материалов (термомагнитная обработка).

Новый всплеск интереса к магнитной обработке связан с открытием так называемого «магнитопластического эффекта», который проявляется при непосредственном воздействии слабого (< 1 Т) постоянного или переменного МП [2, 3]. В данных работах впервые установлен эффект повышения пластичности при испытании на растяжение ферромагнитных металлов, находящихся при комнатной температуре в присутствии слабого МП. Дальнейшее изучение этого эффекта на широком круге кристаллических магнитных и немагнитных материалов показало более сложный характер влияния слабых МП на механические свойства материалов, как в процессе непосредственного воздействия МП, так и после его отключения («магнитная память»). В широком температурном интервале и при разных скоростях и видах деформаций в присутствии МП или после его воздействия может изменяться не только величина магнитопластического эффекта, но и его знак [4]. В связи с этим совокупность изменений механических свойств в результате воздействия слабого МП стали называть «магнитомеханическим эффектом» (ММЭ). Практически все разнообразие наблюдаемых физических закономерностей, характеризующих ММЭ в неметаллических и металлических материалах, находит свое объяснение в рамках концепции спин-зависимых электронных переходов в слабом МП (см. обзоры [5–7]). Согласно этой концепции, МП приводит к эволюции спинового состояния в системе дислокация–парамагнитный центр (дефект) либо дислокация–магнитный домен. В случае бездислокационных материалов магнитомеханические эффекты связывают с

распадом квазимолекул или преципитатов под действием МП. Таким образом, при воздействии слабых магнитных полей, для которых выполняется условие $\mu_B B \ll k_B T$ (где μ_B — магнетон Бора, B — индукция МП, k_B — постоянная Больцмана и T — температура), магнитная энергия не вносит вклад в термодинамическое состояние материала, как это имеет место в случае сильных магнитных полей.

Однако возникает еще много вопросов, касающихся физической природы ММЭ, в частности, особенности его проявления в материалах, находящихся в аморфном состоянии, для которого характерно отсутствие структурных дефектов типа дислокаций. Известно только несколько работ по исследованию влияния слабых МП на структуру и свойства аморфных металлических сплавов (АМС). Например, авторы [8] установили замедление скорости формирования кристаллических фаз Ni и Ni₃P при отжиге аморфного сплава Ni₈₀P₂₀ в диапазоне 550–590°C в присутствии постоянного МП напряженностью 418 кА/м. В работе [9] для АМС Fe₈₃V₁₂Si₅ отмечено ускорение процесса кристаллизации в МП напряженностью 2,4 кА/м. Авторы полагают, что рост кристаллов α -(Fe,Si) — диффузионноконтролируемый процесс, который происходит за счет аморфной фазы путем медленной миграции межфазной границы при диффузии через нее атомов бора. Таким образом, результаты различных работ показывают, что влияние МП на процессы кристаллизации в АМС зависит от состава сплава, и проявление эффекта влияния МП на них может быть разным. В работе [10] впервые изучено влияние слабого МП (125 Э) на релаксацию напряжений, крип и износ на примере ленты (100 мкм) из аморфного сплава Metglas 2826 MB (Fe₄₀Ni₃₈V₁₈Mo₄). Установлен эффект роста низкотемпературного крипа под влиянием МП.

Таким образом, можно предполагать, что МП, также как и любые дестабилизирующие воздействия (температура, давление, облучение, ультразвук), способно вызвать обратимое и необратимое изменение топологического и композиционного ближнего порядка и, соответственно, повлиять на физические свойства неупорядоченного состояния, в частности, на существенное изменение макроскопической пластичности [11]. Актуальность этой проблемы обусловлена также и тем, что многие электротехнические изделия на основе магнитомягких АМС работают в условиях длительного воздействия магнитных полей различной напряженности. Для практического использования АМС очень важно иметь данные о стабильности их магнитных свойств с течением времени при конкретных температурах, чаще всего в климатическом интервале температур.

Малая толщина ленты, характерная для АМС, которые получены закалкой из жидкого состояния, существенно затрудняют исследование механических свойств традиционными методами испытаний (на растяжение, сжатие, изгиб). В этих условиях большое значение

приобретает метод измерения микротвердости HV . В литературе имеется ряд работ, посвященных измерению микротвердости лент из аморфных сплавов [12, 13]. В основном в них исследовано влияние нагрузки, толщины ленты и температуры отжига на HV при комнатной температуре.

В настоящей работе впервые исследовано влияние длительности выдержки в постоянном МП напряженностью 0,17 Т на микротвердость аморфных лент различного состава. Эксперименты выполнены на воздухе при комнатной температуре.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В работе исследовались аморфные сплавы $Fe_{71.8}Si_{17.3}B_{6.4}Cu_{1.0}Nb_{1.95}Co_{1.55}$ (FM12), $Fe_{77}Si_8B_{15}$ (MG10) и $Al_{87}Ni_8Y_5$ (B112) в виде лент толщиной 25–30 мкм и шириной 15–20 мм, полученных методом закалки из расплава на вращающийся медный барабан со скоростью охлаждения $\cong 10^6$ К с⁻¹ (методом спиннингования) [14]. Аморфное состояние сплавов контролировалось с помощью рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и микродифракции. Согласно результатам структурных анализов, ленты в состоянии поставки и после длительной выдержки на воздухе были аморфными («рентгеноаморфными»).

Перед воздействием МП ленты находились на воздухе в течение нескольких лет, что обеспечивало существенную релаксацию основных термических напряжений, существующих, как известно, в свежезакаленных аморфных лентах.

Для обработки в МП аморфная лента помещалась в зазор между двумя пластинами постоянных магнитов, обеспечивающих равномерную напряженность поля (0,17 Т) в месте расположения экспериментального образца. После выдержки в магнитном поле в течение заданного времени производилось измерение микротвердости (10–15 мин), затем образец снова помещался в МП для дальнейшей выдержки.

Количественной мерой ММЭ в настоящей работе была величина микротвердости. Микротвердость HV измерялась на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор Виккерса $p = 70–100$ г. Выбор величины p определялся необходимостью исключения влияния подложки, для чего должно выполняться требование $h/l > 10$, где l — глубина отпечатка, и условием обеспечения достаточной чувствительности микротвердости к магнитному воздействию. Оптимальное время выдержки под нагрузкой составляло 10 с. При каждом режиме нагружения наносили не менее 8–10 отпечатков, по усредненным значениям диагоналей которых рассчитывали микротвердость по стандартной методике. Погрешность измерений не превышала $\pm 5\%$. Индентирование выполняли на свободной (блестящей) стороне лен-

ты, то есть не соприкасавшейся с вращающимся барабаном при ее получении. Тестирование микротвердости во всех сериях измерений производилось на воздухе при комнатной температуре.

Изменение химического состава поверхности аморфных лент после воздействия МП исследовали с помощью электронного оже-спектрометра JAMP-10S. Для измерения энергии оже-электронов использовался энергоанализатор типа цилиндрического зеркала с разрешением по энергии $\Delta E/E = 0,5\%$. Параметры первичного электронного пучка: энергия 5 кэВ, ток пучка $2 \cdot 10^{-6}$ А, диаметр пучка 50 мкм, напряжение модуляции на энергоанализаторе 4 В. Количественный анализ концентраций основных компонентов сплава и примесных атомов производился в соответствии с атласом стандартных оже-спектров и коэффициентов элементной чувствительности. Относительные концентрации элементов (C_i) в атомных процентах определялись по известной формуле:

$$C_i = (100I_i/g_i) / \sum (I_i g_i),$$

где I_i — интенсивность оже-пика i -го элемента, g_i — фактор относительной чувствительности i -го элемента. Программа позволяла производить автоматический расчет концентраций по полному оже-спектру одновременно до 10 химических элементов.

ОБСУЖДЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

В настоящей работе впервые проведены систематические измерения микротвердости HV магнитных и немагнитных аморфных сплавов, выдержанных определенное время (τ) в слабом постоянном МП напряженностью 0,17 Т. На рисунках 1, 2, 3 приведены временные зависимости относительного изменения микротвердости $\Delta HV(\tau)/HV_0$ в результате магнитного воздействия для аморфных лент FM12, MG10 и B112, соответственно. Здесь величина $\Delta HV = HV - HV_0$, где значения HV_0 соответствуют контрольному образцу (без приложения МП), изменения во времени для которого приведены на рис. 1 (кривая 1).

Из приведенных результатов видно, что все временные эффекты воздействия МП существенно превышают экспериментальный разброс значений микротвердости, измеряемой на контрольных образцах для выбранных времен выдержки в МП. Этот разброс обусловлен, с одной стороны, стандартными погрешностями измерений, а с другой — структурной неоднородностью аморфных лент, в частности, наличием микро- и макродефектов.

Анализируя приведенные кривые $\Delta HV(\tau)/HV_0$, можно выделить, во-первых, некоторые общие закономерности влияния МП на микротвердость для всех трех сплавов. Особого внимания заслуживает

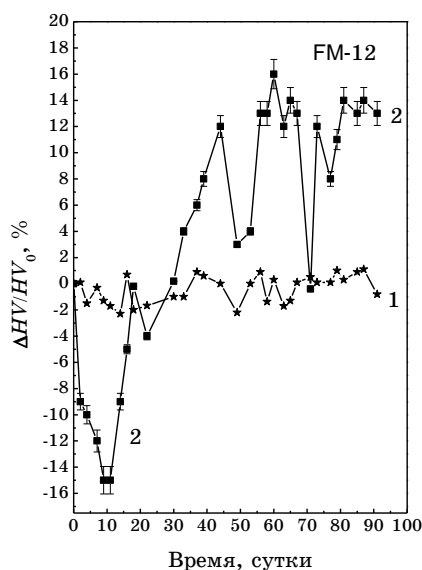


Рис. 1. Зависимость микротвердости от времени выдержки в МП: 1 — контрольный образец, 2 — сплав $Fe_{71.8}Si_{17.3}B_{6.4}Cu_{1.0}Nb_{1.95}Co_{1.55}$ (FM12).

анализ изменений разброса значений твердости при разных временах выдержки в МП для всех типов исследованных аморфных сплавов. Из приведенных рисунков видно, что экспозиция образцов в МП во всех случаях приводит к немонотонному (с осцилляциями и изломами) характеру изменения микротвердости в зависимости от времени выдержки в МП. Данные, полученные на нескольких однотипных образцах, показали надежную воспроизводимость наблюдаемых магнитомеханических эффектов. При этом видно, что на величину ММЭ влияет как состав сплава, так и время пребывания образцов в МП.

Наиболее радикальные изменения ММЭ обнаружены на аморфном сплаве FM12 (типа FINEMET), который, как известно, является аморфным прекурсором нанокристаллической структуры (после отжига), характеризующейся высокими магнитомягкими свойствами. Например, эффект повышения пластичности (магнитопластический эффект), наблюдаемый после 10 суток выдержки этого сплава в МП, достигает 15%, а эффект упрочнения (магнитоупрочняющий эффект) после 90 суток составляет приблизительно 14%. Таким образом, в данном сплаве происходит изменение знака ММЭ в зависимости от времени пребывания в МП. В диапазоне выдержки в МП 0–30 суток имеет место магнитопластический эффект, тогда как при больших временах вплоть до максимальной экспозиции в МП (91 сутки) проявляется магнитоупрочняющий эффект.

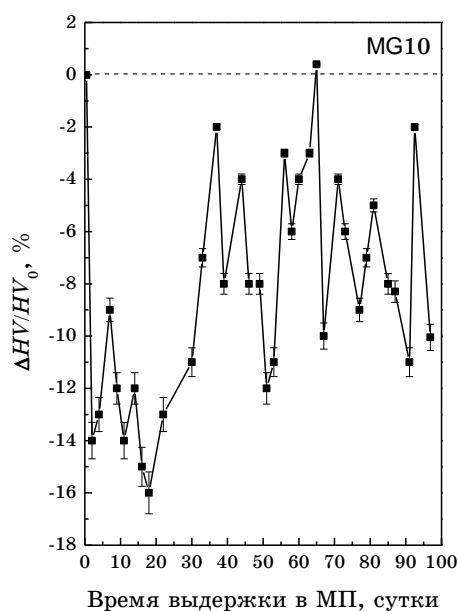


Рис. 2. Зависимость микротвердости от времени выдержки в МП для аморфного сплава $Fe_{77}Si_8B_{15}$ (MG10).

Для тройного аморфного сплава MG10, который служит композиционной основой для создания сплавов типа FINEMET, эффект пластификации наблюдается при меньшей экспозиции в МП (двое суток), но его величина имеет также высокое значение (14%). Как и в первом случае, после разупрочнения ($\tau = 2-18$ суток) в сплаве MG10 (рис. 2) обнаруживается последующий эффект упрочнения, однако, величина микротвердости не достигает исходного значения, типичного для контрольного образца. То есть, для данного сплава характерен только магнитопластический эффект в пределах 0–18%. Аналогичное поведение микротвердости имеет место и в случае немагнитного аморфного сплава B112 на основе Al (рис. 3), однако величина ММЭ оказывается существенно ниже по сравнению с ферромагнитными аморфными сплавами. В диапазоне времен выдержки 40–70 суток величина микротвердости сплава B112 приближается к исходному значению для контрольного образца.

Таким образом, общей закономерностью для всех трех аморфных сплавов является факт повышения пластичности на начальных этапах выдержки в МП и последующего упрочнения после дальнейшей магнитной обработки. Однако величина этих эффектов зависит от длительности воздействия МП и типа аморфного сплава.

Другая общая особенность на зависимостях $\Delta HV(\tau)/HV_0$ для всех исследованных материалов заключается в том, что временные кри-

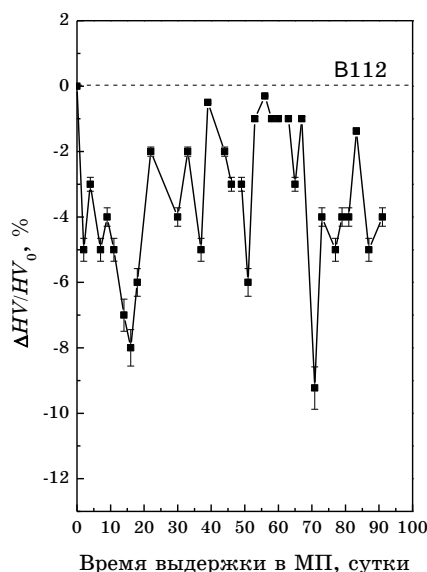


Рис. 3. Зависимость микротвердости от времени выдержки в МП для аморфного сплава $Al_{87}Ni_8Y_5$ (B112).

вые носят «зигзагообразный» характер. То есть, в аморфном материале во всем временном диапазоне с разной интенсивностью последовательно реализуются два процесса, индуцированные МП, — пластификация и упрочнение.

На рисунке 4 приведены временные зависимости изменения состава поверхности аморфного сплава на основе железа типа FINEMET, после выдержки образцов в МП, полученные методом оже-электронной спектроскопии. Отмечается также немонотонный характер изменения поверхностной концентрации таких элементов, как Fe, Si, B, Nb и O, в зависимости от экспозиции образцов в МП. Наблюдается рост количества атомов всех указанных элементов, кроме Fe, с увеличением длительности воздействия МП. Наибольший эффект роста концентрации соответствует бору. В начальный период выдержки в МП (до 10 суток) концентрация всех элементов, кроме Si, падает.

Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии установлено, что образцы исследованных АМС после воздействия МП сохраняются в аморфном состоянии.

Перед тем, как сделать предположения о причинах проявления ММЭ в аморфных сплавах, исследованных в настоящей работе, рассмотрим основные физические аспекты ММЭ, представленные в литературе применительно к кристаллическим материалам.

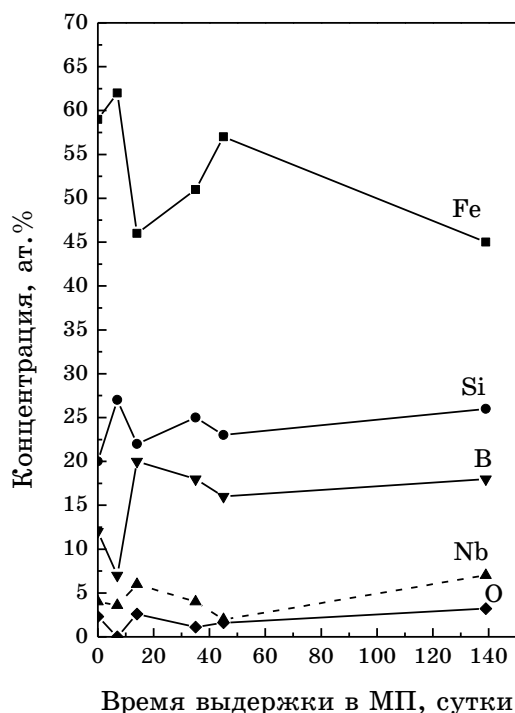


Рис. 4. Изменение состава поверхностного слоя сплава FINEMET от времени выдержки в МП.

К настоящему времени можно считать надежно установленным существование ММЭ в разнообразных материалах, в частности, в ионных, ковалентных, ионно-ковалентных и молекулярных кристаллах, содержащих дислокации и разнообразные точечные дефекты. Практически все разнообразие наблюдаемых физических закономерностей, характеризующих данное явление в неметаллических материалах, нашло свое объяснение в рамках концепции спин-зависимых электронных переходов в слабом внешнем МП [4–7]. Согласно этим моделям, МП приводит к эволюции спинового состояния в системе дислокация–парамагнитный центр (точечный дефект или примесный атом), которая обуславливает снятие спинового запрета на определенные электронные переходы. Последние радикально меняют конфигурацию системы, приводя, в частности, к откреплению дислокаций от точечных дефектов либо к формированию новых стопоров, что и изменяет динамику дислокаций, а, следовательно, и механические свойства материала.

В работах [15, 16], установлено наличие ММЭ при измерении микротвердости в монокристаллическом кремнии, не содержащем дислокации. Среди возможных механизмов действия слабого МП

на дефектную структуру бездислокационных кристаллов особое внимание уделяется разработанной сначала в спиновой химии теории спин-зависимых реакций между частицами с неспаренными электронами. Основываясь на этих модельных представлениях, авторы [15, 16] допускают, что стимулированные МП спин-зависимые процессы приводят к разрыву химических связей в кислородных квазимолекулах типа Si–O или в преципитатах. При этом, благодаря магнитной диффузионной неустойчивости, возможно протекание междефектных реакций, в результате которых формируются точечные дефекты типа кислород–вакансия. Как следствие этих реакций, в приповерхностных слоях кремния снижается количество вакансий и, соответственно, компенсируются напряжения сжатия, обусловленные процессами возникновения и движения вакансий. Изменение уровня напряжений сжатия в приповерхностных слоях образцов после МП приводит, в частности, к уменьшению микротвердости.

В обзоре [4] представлено достаточное количество экспериментальных результатов, подтверждающих существование ММЭ также и в металлических материалах, как магнитных, так и немагнитных. Надежно установлено, что слабое МП влияет на изменение напряжения течения и скорости ползучести всех исследованных магнитных и немагнитных поликристаллических металлов и сплавов. Анализ выполненных работ по исследованию ММЭ показал, что наличие, интенсивность и знак эффекта зависят от конкретных условий эксперимента, таких как тип материала и его предыстория, в том числе характер и количество примесей, структурно-фазовое состояние, напряженность и частота МП, температура и режимы испытания в области пластического течения и др. Изучение макроскопических пластических свойств различных металлических материалов показало, что магнитное воздействие может привести как к эффекту разупрочнения, так и к упрочнению. Существуют модельные представления о физических механизмах влияния слабого МП на характер пластической деформации, обусловленный изменением динамики дислокаций и доменных стенок в магнитных материалах.

Таким образом, в физических моделях влияния слабого МП на кристаллические твердые тела предлагается интерпретация изменений свойств материалов с учетом спиновой динамики сложных многостадийных процессов, которые инициируются магнитным полем в системе метастабильных структурных дефектов, существующих как в магнитных, так и в немагнитных материалах.

В связи с этим рассмотрим возможность реализации указанных физических подходов применительно к аморфным металлическим сплавам (АМС).

Следует подчеркнуть, что в АМС отсутствуют такие типичные

для кристаллических материалов структурные дефекты, как дислокации. Метастабильное состояние АМС обусловлено наличием в них других специфических структурных дефектов на атомном уровне, к которым можно отнести следующие [17, 18]: локальный химический и топологический ближний порядок с характерным параметром корреляции 1,5–2 нм, структурно-обусловленный и избыточный свободный объем, ассоциаты (кластеры), представляющие собой локальные конфигурации атомов металла с атомами металлоидов (по типу фосфидов, боридов, силицидов и т.д.), микропоры, образующиеся в процессе закалки из расплава, области с измененной концентрацией атомов в приповерхностных областях, а также внутренние напряжения, возникающие как в процессе получения аморфных лент, так и в результате различных внешних воздействий. В магнитных АМС, кроме того, следует отметить присутствие разнообразных магнитных доменов и доменных стенок, которые в кристаллических материалах являются активными стопорами дислокаций и точечных дефектов, в том числе примесных атомов [4]. Большое влияние на свойства магнитных АМС оказывают также магнитострикционные эффекты.

По мнению многих авторов, избыточный свободный объем (в виде порообразных микронесплошностей), являющийся наиболее мобильной составляющей частью свободного объема, может быть ответственным за структурные перестройки и изменения физико-механических свойств АМС в процессе низкотемпературной структурной релаксации и, возможно, на ранней стадии кристаллизации. При отжиге ниже температуры стеклования плотность АМС повышается приблизительно на 0,5%. Эту величину и относят к избыточному свободному объему. Установлено, что неравномерное распределение свободного объема приводит к флуктуациям плотности и образованию источников внутренних напряжений (порядка $15 \cdot 10^6$ Н/м²) [19]. При формировании и аннигиляции свободного объема имеют место атомные перемещения, приводящие к изменениям межатомного расстояния между ближайшими соседями, а также среднего топологического и химического порядка [17, 18]. Как известно, области с повышенным содержанием свободного объема являются менее прочными. Эти «ослабленные зоны» и являются источниками локального пластического течения. Конденсация свободного объема в поры в зонах растяжения снижает атомную подвижность, а в зонах сжатия повышает ее. Поэтому именно в зонах сжатия происходит упрочнение материала [20].

С учетом отмеченных особенностей дефектной структуры АМС можно высказать предположение о том, что слабое МП, как и в случае кристаллических материалов, оказывает влияние на спин-зависимые взаимодействия в системе структурных дефектов различного масштабного уровня, присутствующих в аморфных мате-

риалах. Такие взаимодействия должны приводить к переходу исходного метастабильного аморфного состояния сплава на новый, более стабильный уровень. По нашему мнению, с этой точки зрения можно отметить некоторую аналогию между процессами магнитной и низкотемпературной структурной релаксацией аморфного состояния.

Известно, что прочностные характеристики АМС (в том числе и микротвердость) существенно зависят от количества свободного объема, химического состава как аморфной матрицы, так и кластеров, среднего межатомного расстояния, характера внутренних напряжений в объеме и в приповерхностной области аморфной ленты [21, 22]. В частности, упрочнению АМС способствуют следующие факторы: уменьшение свободного объема, приводящее к повышению плотности материала и уменьшению межатомного расстояния, повышение ближнего топологического и химического порядка, присутствие наноразмерных кластеров, рост ковалентной составляющей межатомной связи за счет увеличения количества атомов металлоидов, сжимающие внутренние напряжения. Одной из особенностей строения АМС является возможность существования, после быстрой закалки расплава, областей с химической микронеоднородностью (негомогенностью), структура которых может по-разному реагировать на внешние воздействия. По-видимому, наиболее вероятным вариантом такой негомогенной системы является наличие в быстрозакаленных сплавах небольшой доли наноразмерных кластеров химических элементов или соединений [23–25].

Механизм влияния этих факторов во многом определяется атомной подвижностью химических компонентов, входящих в АМС, которая, в свою очередь, обусловлена динамикой свободного объема и распределением внутренних напряжений. Известно, что атомы, окруженные критическим свободным объемом, могут перемещаться около своего положения. Конденсация свободного объема в поры в зонах растяжения снижает атомную подвижность, а в зонах сжатия повышает ее. Поэтому именно в зонах сжатия происходит упрочнение материала. В работе [26] показано, что в области «вен» на изломе АМС на основе железа и бора сегрегируют такие элементы, как В, О и С. Причина этого заключается в возникновении свободного объема в области зон сдвига при негомогенной деформации, что ведет к локальному изменению пластичности и плотности. В этой области растягивающих напряжений перемещаются атомы с меньшим радиусом. Неоднократно было установлено, что при существовании внутренних механических напряжений в АМС, вызванных пластической деформацией [27, 28] или охлаждением в жидком азоте [29], наблюдается интенсивная миграция элементов, проявляющаяся в перераспределении компонентов образца как в поверхностной области, так и в объеме аморфного образца. Эта ми-

грация обусловлена полем внутренних напряжений, релаксация которых облегчается процессом диффузии элементов по толщине аморфной ленты.

Таким образом, источниками внутренних напряжений в АМС, влияющих на миграцию атомов могут быть также следующие факторы: все указанные выше несовершенства структуры АМС, различия в термическом расширении разных участков ленты, в том числе, на границе раздела кластер–аморфная матрица (термоупругие напряжения), изменение характера межатомной связи (например, изменение доли ковалентной составляющей связи) в результате увеличения межатомного расстояния в сплаве, с одной стороны, и изменение энергетического состояния дефектов, с другой, концентрационные неоднородности, формирование оксидного поверхностного слоя. В магнитных АМС дополнительными источниками внутренних напряжений являются спонтанная магнитострикция и взаимодействие дефектов с доменными стенками. При наложении МП упругие напряжения, возникающие в результате магнитострикционной деформации решетки, способствуют более заметным изменениям в структуре аморфных образцов. Известно, что одним из возможных механизмов, определяющих изменение коэффициента диффузии в ферромагнетике при воздействии МП, может быть изменение энергии образования вакансии. Это изменение, обусловленное магнитным упорядочением и магнитострикционной деформацией, может вызвать изменение концентрации вакансий в материале, которая непосредственно связана с коэффициентом диффузии примесей [1]. В поле магнитострикционных напряжений в АМС скорость диффузионных процессов, как известно, увеличивается [1]. Можно отметить, что аморфные сплавы $Fe_{73.5}Si_{11.5}B_{11}Cu_1Nb_3$ и $Fe_{73.5}Si_{13.5}B_9Cu_1Nb_3$ типа FINEMET имеют положительную магнитострикцию.

Кроме внутренних напряжений, на механические свойства АМС может влиять также структурное и химическое состояние кластеров. В МП, возможно, формируются новые химические связи в локальном объеме. В соответствии с [15, 16], МП снимает запрет на распад метастабильных состояний. МП создает магнитоупругие и динамические напряжения, которые разрушают преципитаты (бориды и силициды). За счет таких напряжений разрушаются не только слабые, но и сильные связи. Можно предположить, что в АМС при наложении МП происходит локальный распад кластеров, например, типа боридов, силицидов, оксидов, и твердость падает.

Основываясь на доказательствах и модельных представлениях, приведенных в литературе, можно сделать следующее заключение о физической природе поведения зависимостей $HV(\tau)$, приведенных на рис. 1, 2, 3. Как следует из приведенных данных, коренная перестройка реальной структуры АМС, индуцированная слабым МП,

протекает в течение достаточно длительного времени, от нескольких дней до нескольких недель, возможно, и месяцев.

При воздействии МП можно выделить два основных процесса, обуславливающих наблюдаемое изменение твердости: относительно быстро действующие (возникновение и релаксация напряжений), ведущие к промежуточным актам разупрочнения и упрочнения (нивелирование напряжений сжатия в приповерхностных слоях на начальных стадиях выдержки в МП и «зигзаги» на временных кривых), и долговременные (распад комплексов или их создание, миграция атомов), ведущие к необратимому конечному упрочнению за счет роста ковалентной составляющей межатомной связи. При более длительной выдержке в МП процессы упрочнения преобладают над механизмами разупрочнения, что и обуславливает возникновение максимума на наблюдаемой зависимости $HV(\tau)$.

Таким образом, если предположить, что микротвердость изменяется вследствие изменения состава и спинового состояния структурных дефектов в АМС, уменьшающих вероятность формирования зон сдвига, генерируемых при вдавливании индентора, то влияние МП можно объяснить совокупностью действий нескольких атермических механизмов: аккумуляцией и аннигиляцией свободного объема, перераспределением и релаксацией внутренних напряжений, перераспределением химических элементов между объемом и поверхностью аморфной ленты, связанным, в том числе, с распадом или перестройкой кластеров. В магнитных лентах ММЭ сильнее, по-видимому, за счет большего влияния доменной структуры и магнитострикционных эффектов по сравнению с немагнитным АМС на основе алюминия.

ВЫВОДЫ

1. Впервые установлено, что микромеханические свойства аморфных металлических сплавов, индикатором которых выступает величина микротвердости, под влиянием слабого МП (0,17 Т) претерпевают существенные изменения. Для магнитных АМС характерна большая величина магнитомеханического эффекта.
2. Зависимость микротвердости от времени выдержки в МП носит немонотонный характер с эффектом упрочнения при длительных выдержках.
3. Установлена корреляция между изменением микротвердости и химического состава поверхности аморфных лент.
4. Обработка в слабом МП в пределах аморфного состояния приводит к изменению типа атомного распределения, развитию процесса образования химического ближнего порядка, сопровождаемого концентрационным расслоением, степень которого растет с увеличением времени выдержки в МП.

5. Сделано предположение о том, что микротвердость после воздействия слабого МП изменяется вследствие изменения состава и спинового состояния структурных дефектов в АМС, уменьшающих вероятность формирования зон сдвига, генерируемых при вдавливании индентора.

Авторы выражают благодарность В. В. Маслову и В. К. Носенко за предоставление образцов аморфных лент, а также О. А. Мищуку за проведение химического анализа.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. Ф. Мазанко, А. В. Покоев, В. М. Миронов, *Диффузионные процессы в металлах под действием магнитных полей и импульсных деформаций*. Т. 1, 2 (Москва: Машиностроение-1: 2006).
2. S. Hayashi, S. Takahashi, and M. Yamamoto, *J. Phys. Soc. Japan*, **25**, No. 2: 910 (1968).
3. S. Hayashi, S. Takahashi, and M. Yamamoto, *J. Phys. Soc. Japan*, **30**, No. 2: 381 (1971).
4. М. А. Васильев, *Успехи физ. мет.*, **8**, №1: 65 (2007).
5. V. I. Alshits, E. V. Darinskaya, M. V. Koldaeva, and E. A. Petrzhik, *Crystallography Reports*, **48**, No. 5: 768 (2003).
6. Ю. И. Головин, *ФТТ*, **46**, №5: 769 (2004).
7. Р. Б. Моргунов, *УФН*, **174**, №2: 131 (2004).
8. П. П. Кузьменко, Н. И. Захаренко, Н. Г. Бабич, *Докл. АН УССР. Сер. А. Физ.-мат. науки*, №4: 66 (1987).
9. Y. Wolfus, Y. Yeshurun, I. Felner et al., *Phil. Magazine*, **56**, No. 6: 963 (1987).
10. V. Ramakrishnan and A. Ghosh, *Wear*, **69**, No. 1: 71 (1981).
11. А. М. Глезер, И. Е. Пермякова, В. А. Федоров, *Изв. РАН. Сер. физич.*, **70**, №9: 1396 (2006).
12. Ю. В. Мильман, В. П. Овчаров, С. В. Пан, А. П. Рачек, *Порошковая металлургия*, №12: 69 (1984).
13. Ю. В. Мильман, С. В. Пан, С. В. Постой, Р. К. Иващенко, *Порошковая металлургия*, №8: 49 (1990).
14. В. В. Маслов, Д. Ю. Падерно, *Аморфные металлические сплавы* (Киев: Наукова думка: 1987), с. 52.
15. В. А. Макара, Л. П. Стебленко, Н. Я. Горидько, В. Н. Кравченко, А. Н. Коломиец, *ФТТ*, **43**, №3: 462 (2001).
16. В. А. Макара, Л. П. Стебленко, Ю. Л. Кольченко, С. М. Науменко, О. А. Патран, *Металлофиз. новейшие технол.*, **27**, №4: 527 (2005).
17. А. М. Глезер, Б. М. Молотилов, *ФММ*, вып. 2: 5 (1990).
18. А. М. Глезер, *Рос. хим. ж. (Ж. Рос. хим. об-ва им. Д. И. Менделеева)*, **XLVI**, №5: 57 (2002).
19. А. М. Глезер, С. Г. Зайченко, Н. С. Перов, Е. А. Ганьшина, *Изв. РАН. Сер. физич.*, **65**, №10: 1472 (2001).
20. H. Kronmüller and W. Fernengel, *Phys. Stat. Sol. (a)*, **64**: 593 (1981).
21. А. М. Глезер, Б. М. Молотилов, О. Л. Утевская, *Металлофизика*, **5**, №1: 29 (1983).

22. А. М. Глезер, Б. М. Молотилов, О. Л. Утевская, *ФММ*, **58**: 991 (1984).
23. А. В. Романова, В. В. Немошкаленко, Г. М. Зелинская и др., *Металлофизика*, **5**, №4: 49 (1983).
24. А. Г. Ильинский, А. П. Бровко, Г. М. Зелинская и др., *Металлофизика*, **10**, №2: 34 (1988).
25. Г. М. Зелинская, Л. Е. Михайлова, А. П. Бровко, А. В. Романова, *Металлофизика*, **14**, №1: 111 (1992).
26. S. V. Pan, Yu. Milman, and A. A. Malyshenko, *Mater. Sci. Eng.*, **A145**: 127 (1991).
27. В. Я. Баянкин, В. Ю. Васильев, А. Х. Мельникова и др., *Изв. АН СССР. Сер. физич.*, **50**, №9: 1700 (1986).
28. В. Я. Баянкин, Н. А. Орлова, С. С. Самойлович, *ФиХОМ*, №3: 127 (1996).
29. S. P. Chenakin, M. A. Vasylyev, and G. G. Galstyan, N. Kruse, *Surf. Sci.*, **600**, Iss. 17: 3394 (2006).