

ры. Данные о величинах активационного объема  $\gamma$ , полученные из наклонов соответствующих зависимостей  $\ln(v) = f(\sigma)$ , имеют на второй стадии погружения (для всех исследованных материалов) очень низкие значения  $\gamma \sim 10^{-30} \text{ м}^3$  (рис. 1). Очевидно, столь низкие значения  $\gamma$  обусловлены высокими величинами  $\sigma$  на этой стадии, где только упругие деформации могут достигать нескольких процентов.

Активационные объемы, составляющие всего несколько десятых долей от объема, занимаемого катионом в решетке при нормальном давлении, прямо свидетельствуют о деформации за счет движения отдельных атомов, возможность и действенность при индентировании которых показана в работах [7–8]. По мере углубления индентора и перехода к третьей и последующим стадиям, когда  $H_d(t)$  начинает приближаться к статическому значению микротвердости ( $t \geq 5 \div 15 \text{ мс}$ ), а  $\gamma$  увеличивается, например, в ионных кристаллах – до  $10^{-28} \text{ м}^3$  (рис. 1). Таким образом,  $\gamma$  становится равным по порядку величины  $\sim 10 b^3$  (где  $b$  – вектор Бюргерса скользящих дислокаций), что согласуется с данными [2–3] и свидетельствует о преимущественно дислокационном механизме течения материала под индентором на поздних стадиях внедрения.

В полупроводниковых кристаллах на третьей, заключительной стадии величина  $\gamma$  возрастает до значений, характерных для дислокационных механизмов. В АМС третья – заключительная – стадия характеризуется малыми значениями активационного объема ( $\sim 10^{-29} \text{ м}^3$ ),

что свидетельствует о скоррелированных малоатомных микромеханизмах массопереноса.

Таким образом, на основании изложенных результатов можно предложить следующую последовательность смены доминирующих микромеханизмов формирования отпечатка при внедрении в материал жесткого индентора: стадию чисто упругой деформации материала, стадию моноатомного вытеснения материала из-под индентора (эти стадии характерны для всех исследованных материалов), которая сменяется (в исследованных ионных кристаллах, полупроводниках и металлах) стадиями, где доминирующую роль в процессе формирования отпечатка начинает играть дислокационная пластичность.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. М.: Наука, 1976. 230 с.
2. Боярская Ю.С., Грабко Д.З., Кац М.С. Физика процессов микроиндентирования. Кишинев: Штиинца, 1986. 256 с.
3. Бульчев С.И., Алехин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. 225 с.
4. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // Письма в ЖЭТФ. 1994. Т. 60. Вып. 10. С. 722.
5. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // ФТТ. 1996. № 6. С. 1812.
6. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Бенгус В.З. и др. // ФММ. 1999. Т. 88. № 6. С. 103.
7. Инденбом В.Л. // Письма в ЖЭТФ. 1970. № 12. С. 526.
8. Akchurin M.Sh. and Regel V.R. // Chemistry Reviews. 1998. V. 23. P. 59.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 98-02-16549).

УДК 541.128:541.183:539.89

## МИКРОМЕХАНИЗМЫ ЛОКАЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, ОПРЕДЕЛЕННЫЕ МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ

© А.И. Тюрин, В.И. Иволгин, В.В. Коренков, Э.А. Бойцов, В.З. Бенгус\*, Е.Д. Табачникова\*

*Россия, Тамбов, Государственный университет им. Г.Р. Державина*

*\* Украина, Харьков, Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины*

Tyurin A.I., Ivolgin V.I., Korenkov V.V., Boitsov E.A., Bengus V.Z., Tabachnikova E.D. The mechanisms of local deformation of amorphous metallic alloys, investigated by the method of dynamic indentation. The new method of a dynamic microindentation explores a series of time-dependent mechanical properties of amorphous metal alloys  $\text{Co}_x\text{Fe}_y\text{B}_z$  ( $X = 15, 17, 19, 25, 30, 40, 64; Y = 85 - X$ ). The kinetics is spotted and the separate stages are revealed during formation of an imprint. For each of the revealed stages the basic kinetic performances, including activation are spotted to. The sequence of dominant micromechanisms determining masstransformation process of a material from under indenter is offered. It is shown, that the quantity of activation volume and is especial its changes, during transition, from the second stage of dip to third it appears by more sensing to cobalt percentage in an alloy, than yield strength and static microhardness of a material.

Аморфные металлические сплавы (АМС), благодаря ряду специфических свойств (высокая прочность и коррозионная стойкость, уникальные электрические, магнитные и каталитические свойства и др.), находят все большее практическое применение [1–2]. Достаточно часто определяющую роль в использовании этих материалов играют физико-механические свойства, в частности, твердость и износостойкость материала. Однако до настоящего времени экспериментально практически не изучены реальные микромеханизмы

пластической деформации аморфных сплавов, особенно в условиях высокоскоростного локального нагружения, которое часто реализуется на практике, например, при ударном микроконтактном взаимодействии, абразивном износе, шлифовке и т. д. Информация о спектре и динамике образующихся структурных дефектов и реальных механизмах деформации, протекающей в этих условиях, очень ограничена.

Вместе с тем многие динамические характеристики, позволяющие получить информацию о спектре обра-

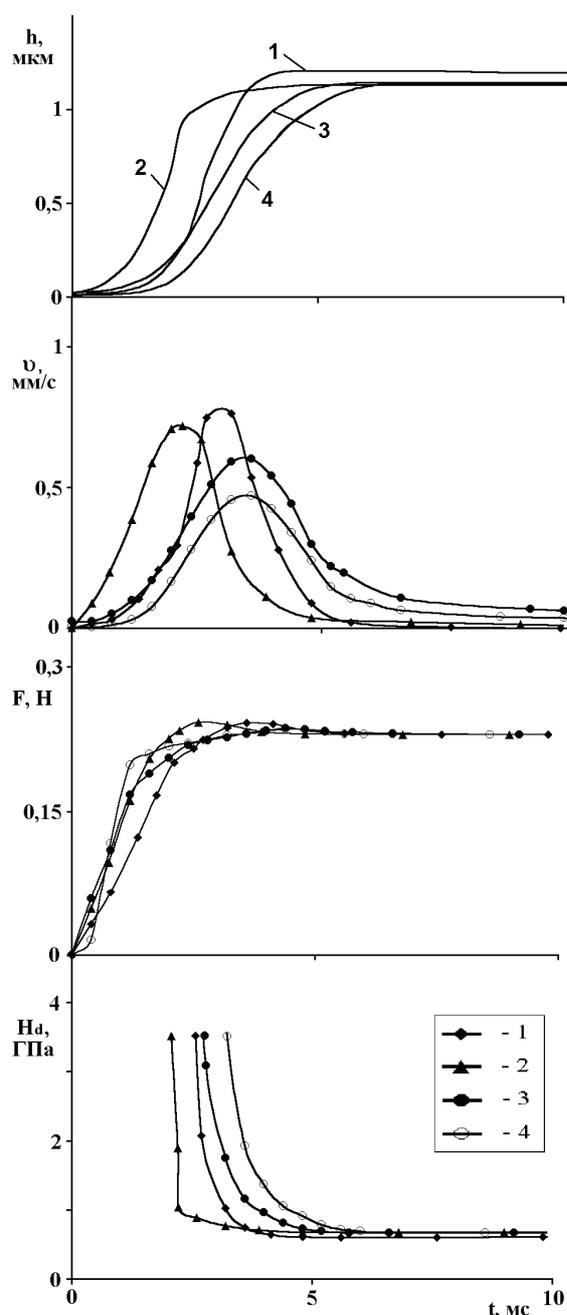


Рис. 1. Зависимости  $h = f(t)$ ,  $v = dh/dt = f(t)$ ,  $F = f(t)$ ,  $H_d = f(t)$  на активной стадии внедрения индентора в аморфные металлические сплавы  $\text{Co}_x\text{Fe}_y\text{B}_z$ :  $Y = 85 - X$ ,  $Z = 15$ ,  $X = 15$  (1),  $X = 19$  (2),  $X = 40$  (3),  $X = 64$  (4)

зующихся структурных дефектов и механизмах деформации материала, могут быть определены методом динамического индентирования [3–5].

В связи с этим цель настоящей работы заключалась в установлении реальной динамики деформирования АМС в условиях действия высоких локальных напряжений, а также выявлении спектра структурных дефектов и микромеханизмов массопереноса материала под индентором.

В работе представлены результаты анализа динамики формирования отпечатка и микромеханизмов массопереноса под индентором в ряде аморфных ме-

таллических сплавов:  $\text{Co}_x\text{Fe}_y\text{B}_z$ , ( $X = 15, 17, 19, 25, 30, 40, 64$ ;  $Y = 85 - X$ ;  $Z = 15$ ), полученные новым методом динамического индентирования на специально разработанной аппаратуре [3–5], обеспечивающей одновременно высокое временное (0,2 мс) и пространственное (20 нм) разрешение.

Эксперименты проводились при комнатной температуре. Величина нагрузки составляла – 0,23 Н. Она определялась размерами образцов и условием получения пластических отпечатков. Характерно, что для всех исследованных АМС уже через  $4 \div 10$  мс от начала погружения зависимость  $h(t)$  практически выходит на насыщение. Знание реальной кинетики погружения индентора  $h = f(t)$  позволяет определить мгновенные значения его скорости  $v(t) = dh/dt$ ; силы сопротивления материала проникновению индентора  $F(t) = F_0(t) - m(d^2h/dt^2)$  и динамическую микротвердость  $H_d(t) = A F(t) / h^2(t)$  (рис. 1). Здесь  $m$  – масса штока с индентором,  $A$  – коэффициент, учитывающий геометрию индентора (для индентора Виккерса, используемого в работе,  $A = 37,84$ ). Перестроением кинетических кривых погружения индентора в полулогарифмических координатах  $\ln(v) = f(t)$  обнаружено три участка, которые можно отождествить с отдельными стадиями в процессе формирования отпечатка. Наличие трех стадий означает отсутствие автомоделности процесса формирования отпечатка и последовательную смену доминирующих механизмов деформации. Вторая и третья стадии хорошо аппроксимируются прямыми, имеющими различные наклоны, что свидетельствует об экспоненциальном характере релаксации напряжений в контакте.

Первая стадия индентирования характеризуется ростом  $h(t)$ ,  $v(t)$  и  $H_d(t)$  и положительным ускорением индентора и завершается для АМС различного состава через  $2,5 \div 4,0$  мс от начала движения индентора. Вторая стадия характеризуется уменьшением скорости внедрения индентора  $v(t)$ , резким снижением  $H_d(t)$  и сменяется третьей к 4,5 мс. Третья стадия заканчивается практически полным выходом на насыщение зависимостей  $h(t)$  на  $8 \div 12$  мс.

Из рис. 1 видно, что в начальные моменты времени величины  $H_d(t) > H_s$  для всех исследуемых сплавов, где  $H_s$  – статическая микротвердость материала. На первой стадии внедрения величина  $h(t)$  достаточно мала и сопоставима со значениями, типичными для чисто упругого отпечатка при квазистатическом режиме индентирования в таких материалах, как ионные и полупроводниковые кристаллы [6–7]. Это свидетельствует в пользу преимущественно упругого характера деформации материала на этой стадии.

Начиная со второй стадии, когда с уменьшением среднего контактного напряжения  $\sigma$  в зоне пластической деформации и величины  $H_d(t)$  происходит уменьшение  $v$ , процесс погружения индентора может быть проанализирован в рамках термоактивационной теории.

При этом наиболее информативной, с точки зрения выявления типа структурных дефектов и микромеханизмов массопереноса под индентором, является величина активационного объема. Учитывая Аррениусовский характер кинетики погружения на второй и третьей стадиях, определяли величину активационного объема  $\gamma$  по соотношению  $\gamma = (d \ln v / d \sigma) kT$ , где  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – температура.

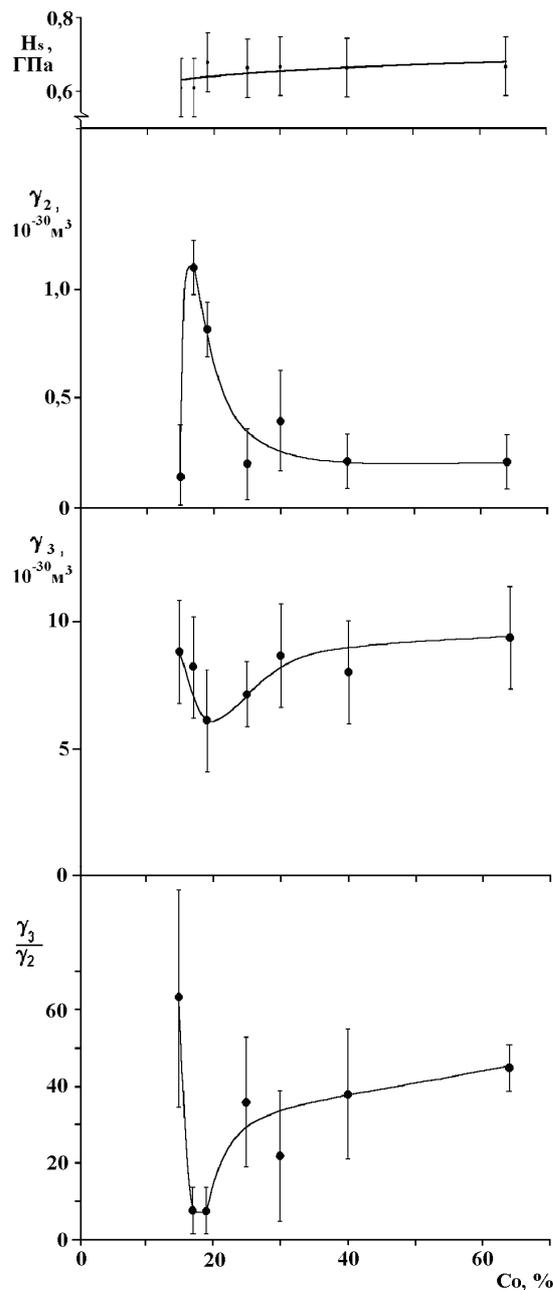


Рис. 2. Зависимость величины статической твердости  $H_s$ , абсолютных значений активационного объема на второй –  $\gamma_2$  (1) и третьей –  $\gamma_3$  (2) стадиях индентирования, а также отношения  $\gamma_3/\gamma_2$  – (3) от процентного содержания кобальта в сплаве

На второй стадии погружения активационный объем  $\gamma$  для всех исследованных образцов был близок к значению  $10^{-30} \text{ м}^3$ . Отметим, что столь малые величины  $\gamma$  достигаются в условиях очень высоких значений контактных напряжений и динамической твердости, сопоставимых с теоретической прочностью. Упругие деформации при этом составляют  $\sim 10\%$ , что вызывает соответствующее уменьшение средних расстояний между атомами. Активационные объемы, близкие или даже несколько меньше величины объема, занимаемого ионом металла, входящего в состав АМС, свидетельствуют в пользу моноатомных механизмов массопереноса на данной стадии. Этот вывод согласуется с результатами работ [3, 8–9], в которых независимыми мето-

дами даже для таких мягких материалов как NaCl, KCl и т. п. показано, что определяющую роль в формировании отпечатка на начальной стадии пластической деформации под индентором играют точечные дефекты [8–9]. Теоретическое обоснование возможности и ответственности таких механизмов показано в работе [9], а экспериментальные свидетельства – в [8].

На третьей стадии  $\gamma$  возрастает до значений порядка  $(6 \div 9) \times 10^{-30} \text{ м}^3$ . Это означает переход к скоррелированному движению малоатомных кластеров в процессе пластической деформации.

Зависимости абсолютных и относительных значений активационного объема на второй и третьей стадиях от процентного содержания кобальта показаны на рис. 2. Они построены по средним значениям  $\gamma$  для каждой из этих стадий. Из рис. 2 видно, что в области концентрации кобальта 17–19% для выявленных стадий имеются экстремумы в свойствах, отражающиеся на механизме деформирования. По-видимому, они обусловлены разными размерами, строением и устойчивостью атомных кластеров, существующих в сплавах с различным содержанием Co. При этом величина  $H_s$  (рис. 2), как и предел текучести [10], остается малочувствительной к составу, что характерно и для других подобных сплавов на основе Fe.

Таким образом, приведенный анализ кинетики погружения индентора после скачкообразного приложения нагрузки позволяет утверждать, что процесс локальной пластической деформации не носит автоматического характера, а проходит через несколько сменяющих друг друга стадий.

Можно предположить следующую последовательность механизмов массопереноса при индентировании АМС: в начале – на первой стадии – доминирующей во всех исследованных сплавах, по-видимому, является упругая деформация, которая сменяется на второй моноатомными и на третьей – «квазикраудинным» микромеханизмом массопереноса за счет движения малоатомных кластеров.

Величина активационного объема и особенно ее изменения в процессе перехода от второй стадии погружения к третьей оказываются гораздо более чувствительными к процентному содержанию кобальта в сплаве, чем предел текучести и статическая микротвердость материала, что, по-видимому, отражает изменения в размерах и морфологии атомных кластеров, характерных для данного состава.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Глезер А.М., Молотиллов Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия, 1992. 208 с.
2. Бакай А.С. Поликластерные и аморфные твердые тела. М.: Энергоатомиздат, 1987. 206 с.
3. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // Письма в ЖЭТФ. 1994. Т. 60. № 10. С. 722.
4. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // ФТТ. 1996. № 6. С. 1812.
5. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Бенгус В.З. и др. // ФММ. 1999. Т. 88. № 6. С. 103.
6. Murakami Y., Tanaka K., Itokazu M. et al. // Phil. Mag. A. 1994. V. 69. P. 1131.
7. Oliver W.C., Pharr G.M. // Journal Material Research. 1992. V. 7. № 6. P. 1564.
8. Akchurin M.Sh. and Regel V.R. // Chemistry Reviews. 1998. V. 23. P. 59.
9. Инденбом В.Л. // Письма в ЖЭТФ. 1970. Т. 12. № 5. С. 526.
10. Bengus V.Z., Tabachnikova E.D., Duhaj P., Ocelik V. // Materials Science and Engineering A. 1997. 226-228. P. 823.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 98-02-16549).



