

PACS: 81.40.Lm, 62.40.+i, 68.60.Dv

В.В. Маслов<sup>1</sup>, В.И. Ткач<sup>2</sup>, В.К. Носенко<sup>1</sup>, С.Г. Рассолов<sup>2</sup>, Т.Н. Моисеева<sup>2</sup>

## ТЕРМИЧЕСКИ ОБУСЛОВЛЕННОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Fe–Si–B–Cu–Nb

<sup>1</sup>Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины  
б. Вернадского, 36, ГСП, г. Киев-142, 03680, Украина

<sup>2</sup>Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины  
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

Статья поступила в редакцию 17 сентября 2009 года

*Методами рентгенографического анализа, измерения микротвердости и испытаний на изгиб исследовано влияние изохронных отжигов на структуру и механические свойства аморфных сплавов типа Finemet  $Fe_{73}Si_{15.8}B_{7.2}Cu_1Nb_3$  и  $Fe_{73.6}Si_{15.8}B_{7.2}Cu_1Nb_{2.4}$ . Установлено, что отжиг в диапазоне температур 260–270°C приводит к практически полной потере пластичности, что обусловлено релаксационными процессами. На основании анализа экспериментальных результатов и литературных данных высказано предположение, что наиболее вероятной причиной охрупчивания исследованных сплавов является необратимая релаксация закалочных напряжений, которая происходит путем восходящей диффузии атомов металлоидов в поверхностные слои лент, снижающей их пластичность.*

**Ключевые слова:** аморфные сплавы, структурная релаксация, охрупчивание, закалочные напряжения, диффузия

### 1. Введение

Благодаря высокой магнитной проницаемости, низкой коэрцитивной силе и практически нулевой магнитострикции в сочетании с малыми потерями на перемагничивание нанокристаллические сплавы типа Finemet [1] на основе системы Fe–Si–B–Cu–Nb уже продолжительное время являются объектом пристального внимания исследователей и технологов. В этих сплавах, получаемых обычно в виде лент путем спиннингования расплава, оптимальный уровень магнитных свойств достигается после отжига при температурах, при которых в сплавах происходят процессы нанокристаллизации с образованием в аморфной матрице ~ 75–80 vol.% нанокристаллической фазы  $\alpha$ -Fe(Si)-состава, близкого к  $Fe_3Si$  [2]. В то же время наряду с улучшением магнитных характеристик уже низкотемпературная термообработка приводит к резкому снижению пластичности (охрупчиванию), что значительно

осложняет последующие операции по изготовлению ленточных магнитопроводов.

Необходимо отметить, что для металлических стекол типично термическое охрупчивание, сущность которого заключается в том, что вследствие инициированных отжигом структурных изменений энергия активации пластического течения становится меньше энергии образования трещины. В ряде сплавов переход в хрупкое состояние связан с формированием кристаллических фаз [3,4], однако в большинстве стекол металл–металлоид повышение температуры вязкохрупкого перехода до комнатной обусловлено релаксационными изменениями структуры аморфных фаз. Существует две основных точки зрения относительно природы релаксационных процессов, приводящих к потере пластичности. Согласно первой охрупчивание металлических стекол является следствием образования обогащенных атомами металлоида концентрационных неоднородностей [5–7], которые имеют пониженную пластичность. Согласно другой, более распространенной точке зрения потеря пластичности аморфными сплавами связана с уменьшением концентрации [8,9] или перераспределением (с образованием микропор) [10] избыточного свободного объема, который фиксируется в процессе быстрого охлаждения расплава.

Каждая из упомянутых гипотез подтверждается экспериментальными данными, не согласующимися с результатами, полученными на других аморфных сплавах. Это означает, что переход стекол в хрупкое состояние может быть обусловлен различными структурными изменениями, конкретная реализация которых определяется химическим составом сплава. Следовательно, для более углубленного анализа причин потери пластичности необходимы дальнейшие экспериментальные исследования, в частности расширение круга аморфных сплавов. Ввиду практической важности аморфных сплавов типа Finemet в настоящей работе представлены результаты экспериментальных исследований влияния термической обработки на структуру и механические свойства (твердость и пластичность) двух сплавов этого типа:  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_3$  и  $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_{2.4}$ .

## 2. Методика эксперимента

Исходные сплавы готовили в индукционной печи в атмосфере Ar из восстановленного в водороде железа чистотой не менее 99.96 wt%, монокристаллического кремния (99.999), аморфного бора (99.9), Cu и Nb (99.9). Аморфные сплавы в виде пластичных лент сечением 20–25  $\mu\text{m} \times 20 \text{ mm}$  были получены сверхбыстрой закалкой расплава по методу литья плоской струи на установке открытого типа в ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. Эжектирование расплава осуществляли сквозь узкое (0.35–0.6 mm) сопло шириной 5–25 mm с расстояния 0.15–0.3 mm, которое поддерживали постоянным на протяжении каждого цикла разливки. Температура перегрева расплава перед закалкой составляла ~ 100 K, давление эжектирования ~ 25 kPa, линейная скорость вращения закалочного диска ~ 20–25 m/s.

Термическую обработку лент (изохронные отжиги 60 min) проводили в печи сопротивления ( $\pm 1$  К) в атмосфере Ar.

Структуру быстрозакаленных и термообработанных лент исследовали рентгенографически на автоматизированном стандартном рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М в фильтрованном  $\text{Co } K_\alpha$ -излучении. По данным этих исследований оценивали кратчайшие средние межатомные расстояния  $r_A$  и размеры областей когерентного рассеяния (ОКР)  $L_d$ , которые рассчитывали из соотношений соответственно Эренфеста ( $r_A = 0.615\lambda/\sin\theta$ ) и Селякова–Шерера ( $L_d = \lambda/w\cos\theta$ ) [11], где  $\lambda$  – длина волны излучения,  $\theta$  – брэгговский угол рассеяния,  $w$  – полуширина первого дифракционного максимума.

Микротвердость лент  $H_\mu$  измеряли на свободной (противоположной закалочному диску) поверхности лент на стандартном приборе ПМТ-3 под нагрузкой 0.7 N, время выдержки 10 с. Значения  $H_\mu$  для каждого образца определяли усреднением 10 измерений отпечатков правильной формы, что обеспечивало среднеквадратичную погрешность  $\leq 1.5\%$ .

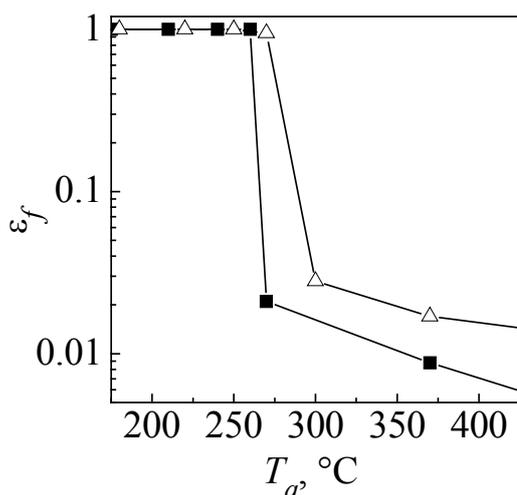
Пластичность ленточных образцов оценивали с использованием методики изгиба ленты между двумя параллельными пластинами с оценкой величины деформации разрушения  $\varepsilon = h/(D - h)$ , где  $h$  – толщина ленты,  $D$  – расстояние между поверхностями в момент разрушения [5].

### 3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Рентгенографические исследования полученных лент сплавов  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_3$  и  $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_{2.4}$  в исходном состоянии показали, что все они имеют аморфную структуру без признаков наличия кристаллических фаз. Усредненные значения микротвердости лент  $H_\mu$  для исследованных сплавов оказались примерно

одинаковыми и составили соответственно  $9800 \pm 200$  и  $9900 \pm 250$  МПа. Из результатов испытаний термообработанных лент на изгиб (рис. 1) следует, что высокая пластичность, характерная для свежеприготовленных образцов, сохраняется до температур отжига  $T_a \sim 260\text{--}270^\circ\text{C}$ , а при более высоких значениях  $T_a$  происходит их охрупчивание в узком температурном интервале.

Отметим, что аналогичный характер изменения пластичности в зависимости от температуры отжига наблюдается во всех изученных к настоящему времени металлических



**Рис. 1.** Зависимость деформации разрушения аморфных лент  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_3$  ( $\Delta$ ) и  $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_{2.4}$  ( $\blacksquare$ ) от температур изохронных (60 min) отжигов

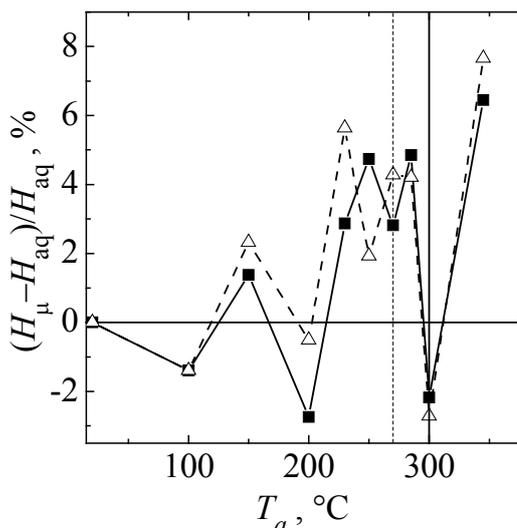
стеклах [3–5,10], что свидетельствует о наличии критических значений структурных параметров, определяющих переход образцов в хрупкое состояние. Тот факт, что указанный температурный интервал охрупчивания существенно ниже температур, при которых в исследованных сплавах начинается процесс нанокристаллизации (500–550°C) [12], однозначно позволяет связать эффект охрупчивания с процессами структурной релаксации.

Характерная особенность релаксационных процессов в металлических стеклах заключается в том, что протекающие в них структурные перестройки, в результате которых существенно изменяются физические свойства, лежат в пределах погрешностей прямых структурных методов исследования [13]. Поэтому для выяснения физической природы релаксационных процессов необходима комбинация структурных методик с измерениями физических свойств. Проведенный таким образом анализ для аморфного сплава  $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$  показал [14], что структурная релаксация представляет собой совокупность нескольких элементарных обратимых и необратимых процессов, включающих изменения локального атомного упорядочения, отжиг закалочных напряжений, уменьшение концентрации избыточного свободного объема, а также рост концентрационных флуктуаций мезоскопического масштаба (фазовое расслоение).

Как обсуждалось выше, большинство из перечисленных процессов может приводить к снижению пластичности, поэтому целью последующего анализа было выяснение наиболее вероятной причины охрупчивания аморфных сплавов  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_3$  и  $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_{2.4}$ . Для этого были проведены измерения изменений микротвердости и рентгенодифракционные структурные исследования аморфных лент, отожженных в течение 60 min при температурах 100–350°C. Измерения показали, что изменения микротвердости  $H_\mu$  каждого образца ленты длиной ~ 20 mm не превышали 1–1.5%, в то время как разброс значений  $H_\mu$  разных образцов в отдельных случаях достигал 4%. По этой причине для выяснения влияния собственно термической обработки значения  $H_\mu$  каждого образца после отжига сравнивали с его микротвердостью в исходном состоянии.

Данные, представленные на рис. 2, показывают, что повышение температур изохронных отжигов приводит к немонотонным изменениям микротвердости обоих сплавов. Аналогичное поведение микротвердости отожженных аморфных сплавов  $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13.5}\text{Si}_{3.5}\text{C}_2$  отмечалось и в работе [15], т.е. наблюдаемый нами характер изменений  $H_\mu$  является не случайным и отражает сложный характер структурных перестроек в многокомпонентных аморфных сплавах.

Следует отметить, что проведенный ранее [12] методом малоуглового рассеяния рентгеновских лучей анализ структурных изменений в исследуемых сплавах показал, что первые признаки фазового расслоения проявляются при температурах отжига, существенно более высоких ( $\geq 400^\circ\text{C}$ ), чем температуры, обуславливающие охрупчивание. Это означает, что потеря пластичности в сплавах  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_3$  и  $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_{2.4}$  не связана с образованием обогащенных атомами металлоидов концентрационных неоднородностей.



**Рис. 2.** Относительные изменения микротвердости аморфных лент сплавов  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_3$  ( $\Delta$ ) и  $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_{2.4}$  ( $\blacksquare$ ) в зависимости от температур изохронных (60 min) отжигов. Пунктирной и сплошной вертикальными линиями отмечены температуры отжига, выше которых теряют пластичность ленты первого и второго сплавов соответственно

Маловероятным также представляется, что охрупчивание изучаемых сплавов обусловлено уменьшением концентрации избыточного свободного объема, поскольку согласно результатам исследований с использованием метода электрон-позитронной аннигиляции [17] это явление происходит при достаточно высоких температурах, близких к температуре стеклообразного перехода. Кроме того, следовало бы ожидать, что повышение плотности аморфного сплава должно сопровождаться ростом его твердости, в то время как в диапазоне температур 250–300°C одновременно с охрупчиванием лент исследуемых сплавов происходит и заметное снижение их микротвердости (рис. 1, 2).

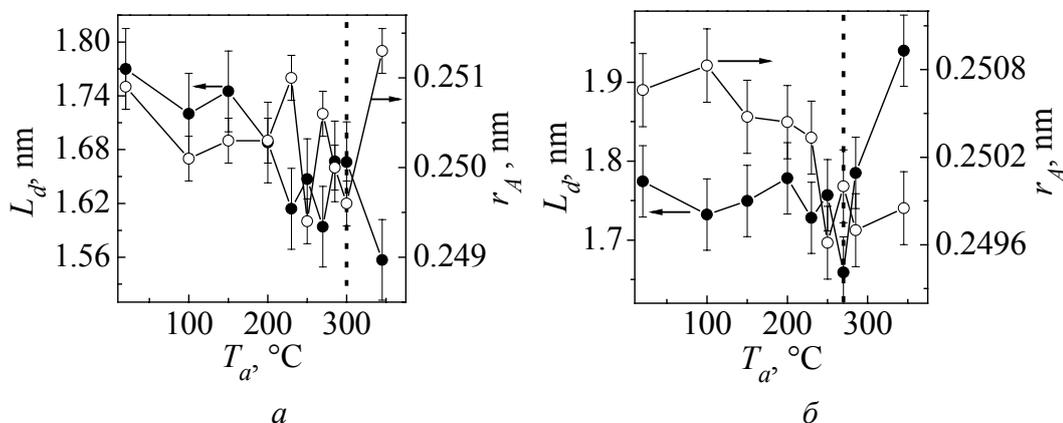
Из проведенного анализа следует, что процессы, которые определяют потерю пластичности в аморфных сплавах  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_3$  и  $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_{2.4}$ , имеют, скорее всего, иную природу. Сопоставление известных опубликованных экспериментальных результатов с приведенными выше данными позволяет сделать некоторые предположения относительно механизма охрупчивания аморфных сплавов, в том числе и типа Finemet. В частности, как установлено в работе [17], наиболее существенное снижение пластичности металлического стекла  $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$  происходит при отжиге в диапазоне температур 200–300°C. На термограммах дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при этих температурах наблюдается размытый максимум тепловыделения, что свидетельствует о наличии необратимого процесса с относительно низкой (0.94 eV) энергией активации. По мнению авторов [17], этим процессом, приводящим к низкотемпературному охрупчиванию аморфного сплава, является локальное атомное упорядочение, хотя прямое экспериментальное подтверждение данного предположения в работе отсутствует. Следует заметить, что на кривых ДСК аморфных лент сплава  $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ , близкого по составу к исследуемым в данной работе, в температурном диапазоне 200–300°C также присутствует размытый максимум тепловыделения [18], который исчезает при повторных нагревах.

Подробный анализ релаксационных процессов в металлическом стекле  $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{V}_6$  [14], проведенный с использованием структурных методов исследования, ДСК и измерений электрического сопротивления, позволил авторам предположить, что необратимым процессом, происходящим при относительно низких температурах, является отжиг закалочных напряжений, которые непременно присутствуют в лентах, полученных методом спиннингования расплава. К сожалению, данные относительно характера распределения закалочных напряжений в металлических стеклах и их релаксации весьма ограничены. Тем не менее, как экспериментально установлено в работе [19], оба поверхностных слоя ( $\sim 4 \mu\text{m}$ ) быстрозакаленных аморфных лент  $\text{Fe}_{79}\text{V}_{16}\text{Si}_5$  общей толщиной  $20 \mu\text{m}$  находятся под воздействием сжимающих напряжений (приблизительно 20 МПа), в то время как в центральной их части присутствуют растягивающие напряжения (до 18 МПа). По мере повышения температуры отжига уровень напряжений снижается, и при температуре  $400^\circ\text{C}$  ленты становятся полностью свободными от напряжений.

Исходя из рассмотренных выше данных, можно предположить, что основным процессом, который определяет охрупчивание исследованных аморфных лент при температурах  $250\text{--}300^\circ\text{C}$ , является релаксация закалочных напряжений. Этот процесс происходит путем диффузии наиболее подвижных атомов меньших размеров (металлоидов) в зоны сжимающих напряжений (в поверхностные слои ленты), снижая таким образом их уровень. Принципиальная возможность механизма релаксации неоднородных механических напряжений за счет восходящей диффузии была показана, в частности, в работе [19]. Более того, как установлено методами оже-спектроскопии [20,21], низкотемпературный отжиг аморфных лент из сплавов металл–металлоид приводит к повышению концентрации металлоидов на поверхности лент. При этом характерные пути диффузии составляют около десятка атомных диаметров, поскольку обогащение поверхностного слоя толщиной в несколько атомных слоев происходит из зоны, непосредственно прилегающей к поверхности [21]. Это означает, что такой процесс может происходить при относительно низких температурах отжига. Ввиду того, что пластичность аморфных сплавов снижается с повышением концентрации металлоидов [22], рассмотренные в настоящей работе структурные изменения вполне могут быть причиной охрупчивания изученных аморфных сплавов.

К сожалению, методы исследования, которые использовались в данной работе, не позволяют получить прямые экспериментальные подтверждения реализации предложенного механизма охрупчивания. Тем не менее, как показывает анализ, среднее кратчайшее межатомное расстояние в диапазоне температур отжига  $250\text{--}300^\circ\text{C}$  имеет тенденцию к снижению (рис. 3), которая более четко прослеживается в аморфном сплаве  $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{V}_{7,2}\text{Cu}_1\text{Nb}_{2,4}$ . Поскольку рентгенодифракционные картины отображают преимущественно характер структуры поверхностных слоев лент, снижение межатомных расстояний может быть следствием повышения концентрации атомов меньших

размеров, что можно рассматривать в качестве косвенного подтверждения корректности предложенного выше качественного механизма причин потери пластичности в аморфных сплавах типа Finemet.



**Рис. 3.** Изменения размеров областей когерентного рассеяния  $L_d$  (●) и среднего кратчайшего межатомного расстояния  $r_A$  (○) аморфных сплавов  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_3$  (а) и  $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_{2.4}$  (б) в зависимости от температур изохронных (60 min) отжигов

В то же время немонотонный характер изменений структурных параметров  $r_A$  и  $L_d$  (ОКР), как и микротвердости (рис. 2), свидетельствует о наличии дополнительных релаксационных процессов, протекающих при отжиге аморфных образцов исследуемых сплавов при температурах ниже начала кристаллизации. Их более детальный анализ нуждается, однако, в привлечении дополнительных экспериментальных методов, а также в использовании других видов термической обработки, в частности нагревов с постоянной скоростью, что даст возможность оценить энергетические параметры релаксационных процессов и тем самым сделать более обоснованные заключения относительно возможных механизмов структурной релаксации, исследованных в аморфных сплавах.

В заключение отметим, что как диапазон температур отжига, в котором происходит релаксация закалочных напряжений в быстроохлажденных лентах с аморфной структурой, так и характер такого процесса зависят от химического состава сплавов. Вследствие этого в различных стеклах охрупчивание может быть обусловлено и иными релаксационными процессами (снижением концентрации свободного объема и фазовым расслоением), а при отсутствии условий для их реализации металлические стекла теряют пластичность на начальных стадиях кристаллизации [22].

## 5. Выводы

В результате проведенных исследований установлено, что:

– отжиг аморфных лент сплавов  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_3$  и  $\text{Fe}_{73.6}\text{Si}_{15.8}\text{B}_{7.2}\text{Cu}_1\text{Nb}_{2.4}$  типа Finemet при температурах выше 260–270°C приводит к их резкому охрупчиванию, которое связывается с процессами структурной релаксации;

– изменения микротвердости и структурных характеристик (наиболее вероятного межатомного расстояния, размера областей когерентного рассеяния) аморфных лент имеют немонотонный характер в зависимости от температур отжига в интервале температур 50–350°C.

Высказано предположение, что наиболее вероятным процессом, обуславливающим потерю пластичности исследованных аморфных лент в диапазоне температур 250–300°C, является необратимая релаксация закалочных напряжений, которая происходит путем восходящей диффузии атомов металлоидов в поверхностные слои лент, снижая их пластичность.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Президиума НАН Украины (проект № 26/09-Н).

1. *Y. Yoshizawa, S. Oguma, K. Yamauchi*, J. Appl. Phys. **64**, 6044 (1988).
2. *Y. Yoshizawa*, Scr. Mater. **44**, 1321 (2001).
3. *M.A. Munoz-Morris, S. Surinach, L.K. Varga, M.D. Baro, D.G. Morris*, Scr. Mater. **47**, 31 (2002).
4. *Y.C. Niu, X.F. Bian, W.M. Wang*, J. Non-Cryst. Sol. **341**, 40 (2004).
5. *J.L. Walter, F.E. Luborsky*, Mater. Sci. Eng. **33**, 91 (1978).
6. *J.L. Walter, D.G. Legrand, F.E. Luborsky*, Mater. Sci. Eng. **29**, 161 (1977).
7. *A.R. Yavari*, J. Mater. Res. **1**, 746 (1986).
8. *E.P. Barth, F.S. Spaepen, R.L. Bye, K. Das*, Acta Mater. **45**, 423 (1997).
9. *P. Murali, U. Ramamurty*, Acta Mater. **53**, 1467 (2005).
10. *А.М. Глезер, Б.В. Молотилов, О.Л. Утевская*, ФММ **58**, 991 (1984).
11. *Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов, Л.Н. Рассторгуев*, Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия, Металлургия, Москва (1982).
12. *А.Г. Ильинский, А.П. Бровко, В.В. Маслов, В.К. Носенко, И.К. Евлаш*, Металлофиз. новейшие технол. **21**, 38 (1999).
13. *A.L. Greer*, in: Rapidly Solidified Alloys, Н.Н. Liebermann (ed.), Marcel Decker, N.Y. (1993), p. 269.
14. *V.I. Tkatch, S.G. Rassolov, V.I. Krysov, V.V. Popov, V.Yu. Kameneva*, Sol. State Phenom. **115**, 133 (2006).
15. *E. Zelder, G. Lehmann*, in: Rapidly Quenched Metals, S. Steeb, H. Warlimont (eds.), North-Holland, Amsterdam (1985), p. 743.
16. *C. Nagel, K. Ratzke, E. Schmidtke, F. Faupel*, Phys. Rev. **B60**, 9212 (1999).
17. *H. Kimura, D. Ast*, Proc. 4th Intern. Conf. on Rapidly Quenched Metals, T. Masumoto, K. Suzuki (eds.), Jap. Inst. of Metals, Sendai (1982), p. 475.
18. *B.V. Jalnin, S.D. Kaloshkin, E.V. Kaevitser, V.V. Tcherdyntsev, E.V. Obruchevea*, in: Properties and Applications of Nanocrystalline Alloys from Amorphous Precursors, B. Idzikowski, P. Svec, M. Miglierini (eds.), Kluwer Acad. Publ., Dordrecht (2005), p. 59.
19. *В.П. Набережных, О.Н. Белошов, Б.И. Селяков, В.М. Юрченко*, Металлофизика **14**, № 3, 79 (1992).
20. *Т.И. Братусь, М.А. Васильев, В.Т. Черепин*, Металлофизика **5**, № 1, 71 (1983).
21. *Zh. Qu, T. Xie*, Mater. Sci. Eng. **A134**, 955 (1991).
22. *A.R. Yavari*, Mater. Sci. Eng. **98**, 491 (1988).

*V.V. Maslov, V.I. Tkatch, V.K. Nosenko, S.G. Rassolov, T.N. Moiseeva*

## ТЕРМІЧНО ОБУМОВЛЕНЕ ОКРИХЧУВАННЯ АМОΡФНИХ СПЛАВІВ Fe–Si–B–Cu–Nb

Методами рентгенографічного аналізу, вимірювань мікротвердості та іспитами на загин досліджено вплив ізохронних відпалів на структуру і механічні властивості аморфних сплавів типу Finemet Fe<sub>73</sub>Si<sub>15.8</sub>B<sub>7.2</sub>Cu<sub>1</sub>Nb<sub>3</sub> та Fe<sub>73.6</sub>Si<sub>15.8</sub>B<sub>7.2</sub>Cu<sub>1</sub>Nb<sub>2.4</sub>. Встановлено, що відпал в діапазоні температур 260–270°C призводить до практично повної втрати пластичності, що обумовлено релаксаційними процесами. На підставі аналізу експериментальних результатів та літературних даних висловлено припущення, що найбільш вірогідною причиною окрихчування досліджених сплавів є необоротна релаксація гартівних напружень, яка відбувається шляхом висхідної дифузії атомів металоїдів у поверхневі шари стрічок, знижуючи їх пластичність.

**Ключові слова:** аморфні сплави, структурна релаксація, окрихчування, гартівні напруження, дифузія

*V.V. Maslov, V.I. Tkatch, V.K. Nosenko, S.G. Rassolov, T.N. Moiseeva*

## THERMALLY INDUCED EMBRITTLEMENT OF Fe–Si–B–Cu–Nb AMORPHOUS ALLOYS

The effect of isochronal annealing on structure and mechanical properties of amorphous Finemet-type Fe<sub>73</sub>Si<sub>15.8</sub>B<sub>7.2</sub>Cu<sub>1</sub>Nb<sub>3</sub> and Fe<sub>73.6</sub>Si<sub>15.8</sub>B<sub>7.2</sub>Cu<sub>1</sub>Nb<sub>2.4</sub> alloys was studied by X-ray diffraction, microhardness measurements and bend testing. It was established that annealing at temperatures in the range 260–270°C resulted in the essential loss of ductility caused by the relaxation processes. On the base of analysis of the experimental results and the literature data it has been proposed that the most probable reason of embrittlement of the investigated alloys is irreversible relaxation of the quenched-in stresses due to ascending diffusion of metalloid atoms into surface layers of ribbons thus lowering their ductility.

**Keywords:** amorphous alloys, structural relaxation, embrittlement, quenched-in stresses, diffusion

**Fig. 1.** Dependence of the fracture strain of amorphous Fe<sub>73</sub>Si<sub>15.8</sub>B<sub>7.2</sub>Cu<sub>1</sub>Nb<sub>3</sub> (Δ) and Fe<sub>73.6</sub>Si<sub>15.8</sub>B<sub>7.2</sub>Cu<sub>1</sub>Nb<sub>2.4</sub> (■) ribbons on temperature of isochronal (60 min) annealing

**Fig. 2.** Relative changes in microhardness of amorphous Fe<sub>73</sub>Si<sub>15.8</sub>B<sub>7.2</sub>Cu<sub>1</sub>Nb<sub>3</sub> (Δ) and Fe<sub>73.6</sub>Si<sub>15.8</sub>B<sub>7.2</sub>Cu<sub>1</sub>Nb<sub>2.4</sub> (■) ribbons versus temperature of isochronal (60 min) annealing. The dotted and solid vertical lines show temperatures above which the former and latter alloy, respectively, lose their ductility

**Fig. 3.** Changes in the size of the coherent scattering range  $L_d$  (●) and the average nearest-neighbor distance  $r_A$  (○) of Fe<sub>73</sub>Si<sub>15.8</sub>B<sub>7.2</sub>Cu<sub>1</sub>Nb<sub>3</sub> (a) and Fe<sub>73.6</sub>Si<sub>15.8</sub>B<sub>7.2</sub>Cu<sub>1</sub>Nb<sub>2.4</sub> (б) amorphous alloys as a function of temperature of isochronal (60 min) annealing