

PACS numbers: 61.72.Hh, 61.72.Mm, 62.23.Pq, 62.40.+i, 81.10.Jt, 81.20.Ny, 81.40.Ef

## **Внутреннее трение в многоволоконистых композитах Cu–Fe, полученных с использованием пакетной гидроэкструзии**

В. А. Белошенко, В. Ю. Дмитренко, А. Н. Пилипенко, В. В. Чижко

*Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины,  
просп. Науки, 46,  
03680 Киев, Украина*

В интервале 300–1000 К исследованы температурные зависимости внутреннего трения (ВТ) в многоволоконистых композитах Cu–Fe, полученных с использованием пакетной гидроэкструзии. Установлен характер зависимости уровня ВТ и параметров пиков (рекристаллизационных, Снука, Снука–Кёстера) исследуемых композитов от диаметра волокон Fe и объёмного содержания Cu. Обсуждаются физические механизмы релаксационных процессов, протекающих на разных масштабных (макро-, микро- и нано-) структурных уровнях.

**Ключевые слова:** композит Cu–Fe, внутреннее трение, диаметр волокон, межфазная граница, рекристаллизация, примеси внедрения.

В інтервалі 300–1000 К досліджено температурні залежності внутрішнього тертя (ВТ) у багатоволокнистих композитах Cu–Fe, одержаних з використанням пакетної гідроекструзії. Встановлено характер залежності рівня ВТ і параметрів піків (рекристалізаційних, Снука, Снука–Костера) досліджуваних композитів від діаметра волокон Fe та об'ємного вмісту Cu. Обговорюються фізичні механізми релаксаційних процесів, відбуваються на різних масштабних (макро-, мікро- і нано-) структурних рівнях.

**Ключові слова:** композит Cu–Fe, внутрішнє тертя, діаметер волокон, міжфазна межа, рекристалізація, домішки втілення.

---

Correspondence author: Vyacheslav Valeriyovych Chishko  
E-mail: chishko@ukr.net

*Donetsk Institute for Physics and Engineering Named After O. O. Galkin, N.A. S.U.,  
46 Nauki Prospekt, UA-03680 Kyiv, Ukraine*

V. O. Biloshenko, V. Yu. Dmitrenko, A. M. Pylypenko, and V. V. Chishko,  
Internal Friction in Multifibrous Cu–Fe Composite Obtained Using a Packet Hydroextrusion, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 11: 1539–1548 (2015) (in Russian).

In the range of 300–1000 K, the temperature dependence of internal friction (IF) in the multifibrous Cu–Fe composite obtained using a packet hydroextrusion is investigated. The character of dependence of the IF level and peaks' parameters (recrystallization, Snoek, Snoek–Koester) of composites on the diameter of Fe fibres and the bulk content of Cu is determined. The physical mechanisms of relaxation processes occurring at different (macro-, micro-, and nano-) structural levels are discussed.

**Key words:** Cu–Fe composite, internal friction, diameter of fibre, interphase boundary, recrystallization, interstitial impurity.

*(Получено 19 февраля 2015 г.; окончат. вариант — 20 апреля 2015 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Композиты Cu–Fe широко используются в качестве функциональных материалов в приборостроении [1, 2], энергетике [1, 3], микроэлектронике и спинтронике [4].

Ранее было показано, что метод пакетной гидроэкструзии, позволяя варьировать размер волокон в широких пределах, может быть успешно использован для создания в этих композитах наноструктурного состояния, характеризующегося уникальным сочетанием электрических, магнитных и механических характеристик [5]. В то же время известно, что при приложении внешних воздействий (температуры, деформации, электромагнитного поля) структурная релаксация наноматериалов ведёт к значительным изменениям их свойств [6].

Указанные эффекты достаточно хорошо изучены в металлах и сплавах. В меньшей степени это касается волокнистых композитов, где присутствуют границы раздела, приводящие к дополнительной диссипации энергии, вклад которых зависит от природы и структурного состояния компонентов [7], а также от прочности сцепления последних [8, 9].

Для исследования релаксационных процессов эффективен метод внутреннего трения (ВТ), являющийся одним из наиболее структурно-чувствительных методов, применяемых в физическом материаловедении [10]. Релаксационные свойства композитов Cu–Fe слабо изучены. Имеющиеся в литературе сведения ограничены температурными зависимостями внутреннего трения (ТЗВТ) композитов Cu–Fe, полученных с использованием горячей прокатки [11] и литья [12]. Для последних установлена также концентрационная зависимость ВТ в интервале содержания железа от 0,5 до 10% мас.

Целью данной работы являлось исследование релаксационных процессов в многоволоконистых композитах Cu–Fe на разных масштабных (макро-, микро- и нано-) структурных уровнях.

## 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объектов исследования использовали композиты Cu–Fe с различным числом волокон, изготавливаемые по пакетной технологии, в основе которой лежит деформирование биметаллической составной заготовки (оболочка из меди марки М06 + сердечник из armco-Fe) при комнатной температуре методом гидроэкструзии (ГЭ). На этапе первой сборки 211 деформированных конструктивных биметаллических элементов размещались в медной оболочке, обеспечивая плотную упаковку, отсутствие пор и концентраторов напряжений при последующей деформации. При второй сборке 211 деформированных элементов первой сборки размещались в идентичной матричной оболочке, создавая тем самым волокнистый композит с  $211 \times 211 = 211^2$  волокнами. Композиты, содержащие  $85 \cdot 211^3$  волокон, получались повторением указанной операции с конструктивными элементами второй сборки. После ГЭ деформирование образцов осуществляли методом волочения. Подробное описание этой технологии дано в работах [13, 14]. Конструкции композита позволили получить в проволочных образцах широкий спектр числа волокон с варьированием их объёмного содержания (табл. 1).

Для сравнения исследовали образцы меди и armco-Fe того же состава, что и компоненты композита. Как и в случае композитов Cu–Fe, их деформирование осуществлялось методами ГЭ и волочения.

Измерения ВТ осуществляли с помощью автоматизированной системы релаксационной спектроскопии [15]. Исследуемые образцы имели диаметр 2,0 мм и длину рабочей части 90 мм. Амплитуда колебаний соответствовала амплитудонезависимой области и составляла  $10^{-5}$ , частота — 60 Гц, скорость изменения температуры — 2 К/мин. Термообработку (ТО) исследуемых композитов (нагрев до заданной температуры со скоростью 2 К/мин с последующим охлаждением до комнатной) проводили в вакууме непосредственно в установке ВТ без перемонтажа образца.

ТАБЛИЦА 1. Характеристики композитов Cu–Fe.

TABLE 1. Characteristics of the Cu–Fe composites.

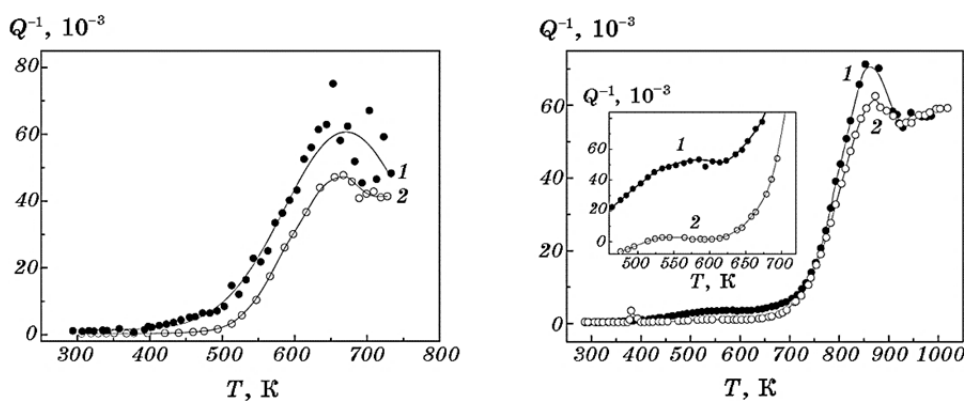
Количество волокон железа $n_f$	Диаметр волокон железа $d_f$ , мкм	Коэффициент объёмного содержания железа $K$
1	1520	0,58
211	86	0,39
$211^2$	5	0,27
$85 \cdot 211^3$	0,026	0,13

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 1 представлены ТЗВТ деформированных и отожжённых образцов компонентов исследуемых композитов. На них наблюдаются пики, обусловленные: 1) процессами рекристаллизации в деформированных образцах меди (рис. 1, *а*, кривая 1) и железа (рис. 1, *б*, кривая 1); 2) зернограницной релаксацией в отожжённых образцах (рис. 1 *а*, *б*, кривые 2); 3) миграцией атомов внедрения в поле напряжений (пик Снука) в Fe (рис. 1, *б*, кривая 2); 4) взаимодействием дислокаций и атомов внедрения (пик Снука–Кёстера) в деформированном Fe (рис. 1, *б*, на вставке) [10, 11].

ТЗВТ деформированных и отожжённых образцов композитов Cu–Fe (рис. 2) отличаются от приведённых на рис. 1 величиной ВТ, температурным положением и высотой пиков.

Зависимость уровня ВТ деформированных образцов композитов от диаметра волокон Fe имеет сложный характер (рис. 2, кривые 1). В интервале температур 400–600 К максимальное значение величины ВТ наблюдается при  $d_f = 86$  мкм. С уменьшением  $d_f$  до 5 мкм уровень ВТ снижается на  $\cong 25\%$ . Переход в наноразмерную область  $d_f$  (26 нм) характеризуется незначительным ( $\cong 1\text{--}5\%$ ) ростом ВТ. Данный факт не укладывается в рамки традиционных представлений о более высокой дефектности материала, а, следовательно, и о величине ВТ, с уменьшением размера зёрен. Однако такое поведение коррелирует с высотой и смещением в зависимости от  $d_f$  положения пика на низкотемпературной ветви ТЗВТ исследуемых композитов, обусловленного релаксацией внутренних напряжений на границе раздела компонентов, возникающих при низкой адгезион-



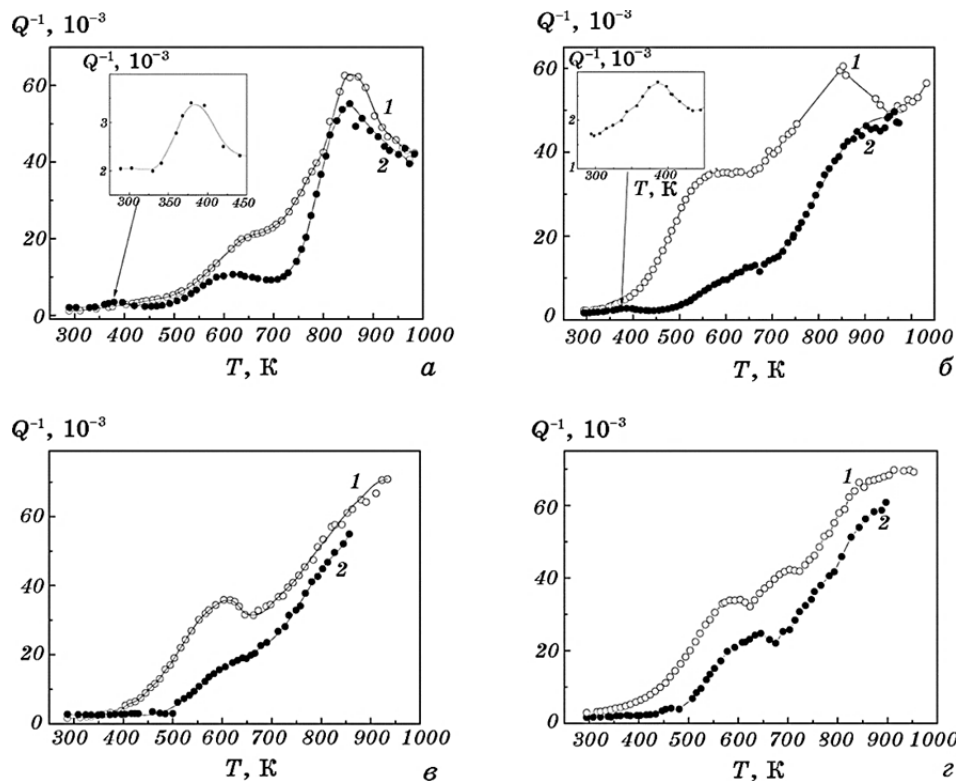
**Рис. 1.** Температурные зависимости внутреннего трения деформированных (1) и отожжённых (2) образцов меди (*а*) и железа (*б*).

**Fig. 1.** Temperature dependence of internal friction for the deformed (1) and annealed (2) specimens of copper (*a*) and iron (*b*).

ной прочности связи «волокно–матрица» [16]. Это позволяет предположить, что основной вклад в диссипацию энергии в указанном температурном интервале вносит состояние границы раздела композитов.

При  $T > 600$  К наблюдается сложный немонотонный характер изменения величины ВТ деформированных образцов в зависимости от  $d_f$ . Его можно объяснить тем, что с повышением температуры, кроме границ раздела компонентов, на ТЗВТ значительное влияние оказывают также рекристаллизационные процессы в Cu и Fe, интенсивность которых нелинейно зависит от размеров структурных составляющих [17, 18].

На кривых ТЗВТ деформированных образцов композитов Cu–Fe



**Рис. 2.** Температурные зависимости внутреннего трения деформированных (1) и отожжённых (2) композитов Cu–Fe с различным диаметром волокон: а —  $d_f = 1520$  мкм, б —  $d_f = 86$  мкм, в —  $d_f = 5$  мкм, г —  $d_f = 0,026$  мкм (см. табл. 1).

**Fig. 2.** Temperature dependence of internal friction for the deformed (1) and annealed (2) Cu–Fe composites with different diameters of fibres: а —  $d_f = 1520$   $\mu\text{m}$ , б —  $d_f = 86$   $\mu\text{m}$ , в —  $d_f = 5$   $\mu\text{m}$ , г —  $d_f = 0.026$   $\mu\text{m}$  (see Table 1).

наблюдаются два максимума ВТ при температурах 600–650 и 860–940 К (рис. 2). Поскольку процессы, происходящие в данном интервале температур в меди и железе, являются релаксационными [10], то для оценки величины их энергии активации  $H$  использовали формулу Верта–Маркса:

$$H = RT_{\max} \ln \frac{kT_{\max}}{hf_{\max}}, \quad (1)$$

где  $R$  — число Авогадро,  $h$  — постоянная Планка,  $k$  — постоянная Больцмана,  $T_{\max}$  — температура максимума внутреннего трения,  $f_{\max}$  — частота собственных колебаний образца, соответствующая максимуму внутреннего трения.

Результаты расчёта представлены в табл. 2. Судя по величине энергии активации [10] и температурному положению, пик ВТ композитов Cu–Fe при температуре 600–650 К, по-видимому, соответствует наложенным друг на друга рекристаллизационному пику ВТ медной матрицы и пику Снука–Кёстера в Fe. А именно, по дан-

**ТАБЛИЦА 2.** Параметры максимума ВТ исследуемых композитов.

**TABLE 2.** Parameters of the IF maximum for investigated composites.

Материал	Количество волокон, $n_f$	Состояние образца	Температура пика $T_{\max}$ , К	Энергия активации $H$ , эВ
Cu		Деформированный	670	1,52
		Отожжённый	670	1,52
Fe		Деформированный	580	1,31
			860	1,98
		Отожжённый	380	0,84
			870	1,99
Cu–Fe	1	Деформированный	860	1,98
		Отожжённый	380	0,84
	211		620	1,41
			855	1,98
		Деформированный	855	1,98
		Отожжённый	380	0,84
211 <sup>2</sup>		940	2,1	
	Деформированный	610	1,40	
85·211 <sup>3</sup>		Отожжённый	–	–
		Деформированный	610	1,40
		Отожжённый	650	1,49

ным различных авторов энергия активации релаксации Снука–Кёстера в Fe составляет 1,3–1,6 эВ (наиболее типичное значение  $H = 1,4$  эВ), рекристаллизационных процессов в Cu — 1,2–1,73 эВ (наиболее типичное значение  $H = 1,5$  эВ); температуры максимумов находятся в интервалах 470–640 К (рекристаллизационный) и 470–600 К (Снука–Кёстера) [1, 10, 19, 20]. Параметры пика сложным образом зависят от диаметра волокон железа и объёмного содержания меди в исследуемых композитах. В биметаллическом образце ( $d_f = 1520$  мкм) на кривой ТЗВТ при 630 К максимум появляется в виде перегиба (рис. 2, а, кривая 1). С уменьшением  $d_f$  до 86 мкм на ТЗВТ в интервале температур 560–650 К наблюдается широкое плато (рис. 2, б, кривая 1), трансформирующееся в дальнейшем в отчётливый пик ВТ ( $T = 610$  К) при дальнейшем снижении диаметра волокон Fe (рис. 2, в, г, кривые 1). Такое поведение отражает конкуренцию релаксационных процессов, протекающих в данной области температур в исследуемых композитах. С одной стороны, с уменьшением  $d_f$  за счёт повышения степени пластической деформации растёт плотность подвижных дислокаций, определяющая интенсивность релаксации Снука–Кёстера в ОЦК-железе [10, 19]. С другой — за счёт технологических особенностей процесса изготовления композитов увеличивается объёмное содержание меди с ГЦК-решёткой, подавляющей релаксацию Снука–Кёстера [10]. В итоге со снижением диаметра волокон (ростом содержания меди) в интервале температур 550–650 К возрастает вклад рекристаллизационных процессов, протекающих в медной матрице исследуемых композитов.

Пик на ТЗВТ деформированных композитов Cu–Fe при температуре 860–940 К (рис. 2) обусловлен процессами рекристаллизации в волокнах Fe (табл. 2, [11]). При этом с уменьшением диаметра волокон его высота снижается вплоть до исчезновения пика при  $d_f \leq 5$  мкм. Вырождение рекристаллизационных и зернограничных пиков ВТ наблюдалось ранее в литых и деформированных с использованием горячей экструзии микрокомпозитах Cu–Fe [12, 21]. Эффект связывался с наличием в них твёрдого раствора железа в меди при концентрации, существенно превышающей предельную растворимость компонент в равновесных условиях, и объяснялся блокировкой границ зёрен выпадающими из раствора атомами Cu и Fe [12, 21]. В исследуемых композитах с уменьшением  $d_f$  по данным рентгеноструктурного анализа [16] также наблюдается увеличение концентрации твёрдого раствора. Однако наличие на ТЗВТ деформированных волокнистых композитов Cu–Fe рекристаллизационного пика медной матрицы позволяет пренебречь влиянием данного фактора. Более вероятной причиной представляется изменение при пластической деформации структуры межзёренных границ в железе от легкоподвижных и метастабильных к устойчивым малопо-

движным, на которых релаксация напряжений реализуется при значительно более высоких температурах [22].

На ТЗВТ отожжённых образцов исследуемых композитов, кроме зернограничных пиков Cu и Fe, наблюдается пик ВТ при  $T = 380$  К (рис. 2, а, б, на вставке). Из сопоставления с ТЗВТ меди и железа (рис. 1), а также по величине энергии активации [19] можно сделать вывод, что он обусловлен диффузионным упорядочением атомов внедрения углерода в кристаллической решётке  $\alpha$ -Fe в поле напряжений (пик Снука [11]). Аналогично рекристаллизационному пику Fe его высота с уменьшением диаметра волокон снижается вплоть до исчезновения пика при  $d_f \leq 5$  мкм. Как известно, высота данного пика определяется совокупностью таких факторов, как концентрация атомов внедрения, размер зёрен, ориентация кристаллической решётки и параметры напряжённо-деформированного состояния материала [10, 19, 23]. Наблюдаемое в настоящей работе поведение не противоречит известным представлениям [10, 19] о характере влияния размера зёрен на параметры пика Снука.

#### 4. ВЫВОДЫ

1. Показан немонотонный характер зависимости уровня ВТ Cu–Fe композитов от диаметра волокон. При этом в области температур 400–600 К величина ВТ в значительной мере определяется прочностью адгезионной связи компонентов композита. С дальнейшим ростом температуры преимущественное влияние на уровень ВТ Cu–Fe композитов оказывают процессы рекристаллизации в Cu и Fe.
2. Установлен критический размер волокон ( $d_f \leq 5$  мкм), при котором наблюдается вырождение рекристаллизационного и зернограничного пика Fe на ТЗВТ исследуемых композитов. Эффект связывается с формированием в процессе пластической деформации устойчивых и малоподвижных межзёренных границ в железных волокнах композита.

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Б. И. Шаповал, В. М. Ажажа, В. М. Аржавитин, И. Б. Доля, В. Я. Свердлов, М. А. Тихоновский, В. Г. Яровой, *ВАНТ. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*, **12**, № 1: 133 (2002).
2. W. Grünberger, M. Heilmaier, and L. Schultz, *J. Mater. Lett.*, **52**: 154 (2002).
3. J. D. Verhoeven, S. C. Chueh, and E. D. Gibson, *J. Mat. Sci.*, **24**: 1748 (1989).
4. M. Liang-Cai, Zh. Jian-Min, and X. Ke-Wei, *J. Physica E*, **50**: 1 (2013).
5. В. А. Белошенко, В. Ю. Дмитренко, В. В. Чишко, *Физ. мет. металловед.*, **116**, № 5: 484 (2015).
6. Р. А. Андриевский, *Успехи химии*, **70**: 967 (2002).
7. Л. А. Чиркина, В. С. Оковит, М. А. Тихоновский, О. И. Волчок,



- М. Б. Лазарева, В. В. Калиновский, И. В. Колодий, *ВАНТ. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*, **6**, № 18: 141 (2009).
8. Б. С. Лунин, *Вестник Московского университета. Серия: Химия*, **46**, № 2: 220 (2005).
  9. C. M. Su, *J. Alloys Compd.*, **211/212**: 428 (1994).
  10. M. S. Blanter, I. S. Golovin, H. Neuhauser, and H.-R. Sinning, *Internal Friction in Metallic Materials* (Berlin–Heidelberg: Springer-Verlag: 2007).
  11. N. Igata, M. Sasaki, Y. Kogo, and K. Hishitani, *J. Phys. IV France*, **10**: 113 (2000).
  12. А. А. Кармазин, В. И. Старцев, *Физ. мет. металловед.*, **29**, № 6: 1302 (1970).
  13. В. А. Белошенко, В. Н. Варюхин, В. Ю. Дмитренко, Ю. И. Непочатых, В. З. Спусканюк, А. Н. Черкасов, Б. А. Шевченко, *Журн. техн. физ.*, **79**, № 12: 68 (2009).
  14. В. А. Белошенко, В. З. Спусканюк, В. Ю. Дмитренко, В. В. Чишко, Л. Ф. Сеникова, Ю. И. Непочатых, *Вопросы материаловедения*, **70**, № 2: 90 (2012).
  15. А. Н. Пилипенко, *Физика и техника высоких давлений*, **23**, № 4: 135 (2013).
  16. V. A. Beloshenko, V. Yu. Dmitrenko, A. N. Pilipenko, and V. V. Chishko, *Phys. Solid State*, **57**, No. 1: 65 (2015).
  17. В. Н. Чувильдеев, А. В. Нохрин, И. М. Макаров, В. И. Копылов, *Микросистемная техника*, № 8: 19 (2002).
  18. А. В. Нохрин, Е. С. Смирнова, В. Н. Чувильдеев, В. И. Копылов, *Изв. РАН. Металлы*, № 3: 27 (2003).
  19. И. С. Головин, *Внутреннее трение и механическая спектроскопия металлических материалов* (Москва: Изд. дом МИСиС: 2012).
  20. И. С. Головин, *Физ. мет. металловед.*, **110**, № 4: 424 (2010).
  21. В. А. Белошенко, В. Ю. Дмитренко, А. Н. Гангало, Ю. И. Непочатых, А. Н. Пилипенко, В. В. Чишко, *Вопросы материаловедения*, **78**, № 1: 16 (2015).
  22. О. И. Волчок, В. С. Оковит, Л. А. Чиркина, М. А. Тихоновский, В. В. Калиновский, А. А. Куприянов, И. В. Колодий, *Вісник ХНУ. Серія «Фізика»*, **11**, № 821: 97 (2008).
  23. В. Є. Бахрушин, О. Ю. Чиріков *Моделі та механізми механічної релаксації, пов'язаної з перебудовою домішково-дефектної підсистеми кристалів* (Запоріжжя: Гуманітарний університет «ЗІДМУ»: 2004).

## REFERENCES

1. B. I. Shapoval, V. M. Azhazha, V. M. Arzhavitin, I. B. Dolya, V. Ya. Sverdlov, M. A. Tikhonovskiy, and V. G. Yarovoy, *VANT. Seriya: Vakuum, Chistye Materialy, Sverkhprovodniki*, **12**, No. 1: 133 (2002) (in Russian).
2. W. Grünberger, M. Heilmaier, and L. Schultz, *J. Mater. Lett.*, **52**: 154 (2002)
3. J. D. Verhoeven, S. C. Chueh, and E. D. Gibson, *J. Mat. Sci.*, **24**: 1748 (1989).
4. M. Liang-Cai, Zh. Jian-Min, and X. Ke-Wei, *J. Physica E*, **50**: 1 (2013).
5. V. A. Beloshenko, V. Yu. Dmitrenko, and V. V. Chishko, *Fiz. Met. Metalloved.*, **116**, No. 5: 484 (2015) (in Russian).
6. R. A. Andrievskiy, *Uspekhi Khimii*, **70**: 967 (2002) (in Russian).

7. L. A. Chirkina, V. S. Okovit, M. A. Tikhonovskiy, O. I. Volchok, M. B. Lazareva, V. V. Kalinovskiy, and I. V. Kolodiy, *VANT. Seriya: Vakuum, Chistye Materialy, Sverkhprovodniki*, **6**, No. 18: 141 (2009) (in Russian).
8. B. S. Lunin, *Vestnik Moskovskogo Universiteta. Seriya: Khimiya*, **46**, No. 2: 220 (2005) (in Russian).
9. C. M. Su, *J. Alloys Compd.*, **211/212**: 428 (1994).
10. M. S. Blanter, I. S. Golovin, H. Neuhauser, and H.-R. Sinning, *Internal Friction in Metallic Materials* (Berlin–Heidelberg: Springer-Verlag: 2007).
11. N. Igata, M. Sasaki, Y. Kogo, and K. Hishitani, *J. Phys. IV France*, **10**: 113 (2000).
12. A. A. Karmazin and V. I. Startsev, *Fiz. Met. Metalloved.*, **29**, No. 6: 1302 (1970) (in Russian).
13. V. A. Beloshenko, V. N. Varyukhin, V. Yu. Dmitrenko, Yu. I. Nepochatykh, V. Z. Spuskanyuk, A. N. Cherkasov, and B. A. Shevchenko, *Zhurn. Tekhn. Fiz.*, **79**, No. 12: 68 (2009) (in Russian).
14. V. A. Beloshenko, V. Z. Spuskanyuk, V. Yu. Dmitrenko, V. V. Chishko, L. F. Sennikova, and Yu. I. Nepochatykh, *Voprosy Materialovedeniya*, **70**, No. 2: 90 (2012) (in Russian).
15. A. N. Pilipenko, *Fizika i Tekhnika Vysokikh Davleniy*, **23**, No. 4: 135 (2013) (in Russian).
16. V. A. Beloshenko, V. Yu. Dmitrenko, A. N. Pilipenko, and V. V. Chishko, *Phys. Solid State*, **57**, No. 1: 65 (2015).
17. V. N. Chuvil'deev, A. V. Nokhrin, I. M. Makarov, and V. I. Kopylov, *Mikrosistemnaya Tekhnika*, No. 8: 19 (2002) (in Russian).
18. A. V. Nohrin, E. S. Smirnova, V. N. Chuvil'deev, and V. I. Kopylov, *Izvestiya RAN. Metally*, No. 3: 27 (2003) (in Russian).
19. I. S. Golovin, *Vnutrennee Trenie i Mekhanicheskaya Spektroskopiya Metallicheskiykh Materialov [Internal Friction and Mechanical Spectroscopy of Metallic Materials]* (Moscow: Izd. Dom MISiS: 2012) (in Russian).
20. I. S. Golovin, *Fiz. Met. Metalloved.*, **110**, No. 4: 424 (2010) (in Russian).
21. V. A. Beloshenko, V. Yu. Dmitrenko, A. N. Gangalo, Yu. I. Nepochatykh, A. N. Pilipenko, and V. V. Chishko, *Voprosy Materialovedeniya*, **78**, No. 1: 16 (2015) (in Russian).
22. O. I. Volchok, V. S. Okovit, L. A. Chirkina, M. A. Tikhonovskiy, V. V. Kalinovskiy, A. A. Kupriyanov, and I. V. Kolodiy, *Visnyk KhNU. Seriya 'Fizyka'*, **11**, No. 821: 97 (2008) (in Russian).
23. V. Ye. Bahrushyn and O. Yu. Chyrikov, *Modeli ta Mekhanizmy Mekhanichnoyi Relaksatsii, Pov'yazanoyi z Perebudovoyu Domishkovo-Defektnoyi Pidsystemy Krystaliv* (Zaporizhzhya: Gumanitarnyy Universytet 'ZIDMU': 2004) (in Ukrainian).