

АМОРФНОЕ И ЖИДКОЕ СОСТОЯНИЯ

PACS numbers: 43.35.Fj, 43.58.Dj, 61.43.Dq, 62.20.de, 62.20.dj, 62.20.dq, 81.40.Jj

Низкотемпературные упругие свойства объёмных металлических стёкол на основе циркония

С. А. Бакай, А. С. Булатов, В. Ф. Долженко, В. С. Клочко,
А. В. Корниец, В. И. Спицына

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,
ул. Академическая, 1,
61108 Харьков, Украина*

Температурная зависимость упругих постоянных $c_{ij}(T)$ объёмных металлических стёкол на основе циркония $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ и $Zr_{52,5}Ti_5Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$ (ат. %) детально изучена в диапазоне температур от 78 К до 300 К методом резонансной ультразвуковой спектроскопии. Результаты позволили определить температурное поведение как механических свойств — сдвиговых, продольных, объёмных модулей упругости, коэффициента Пуассона, так и вибрационных характеристик — параметров Грюнайзена и температуры Дебая. Анализ $c_{ij}(T)$ проведён на основе физической модели атомной упаковки кластеров с икосаэдрической симметрией атомного упорядочения.

Температурну залежність пружних сталей $c_{ij}(T)$ об'ємного металевого скла на основі цирконію $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ та $Zr_{52,5}Ti_5Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$ (ат. %) детально вивчено в діапазоні температур від 78 К до 300 К методою резонансної ультразвукової спектроскопії. Результати уможливили визначити температурну поведінку як механічних властивостей — зсувних, поздовжніх, об'ємних модулів пружності, Пуассонового коефіцієнта, так і вібраційних характеристик — Грюнайзенових параметрів і Дебайової температури. Аналіз $c_{ij}(T)$ проведено на основі фізичної моделі атомового пакування кластерів з ікосаедричною симетрією атомового впорядкування.

Temperature dependences of elastic constants, $c_{ij}(T)$, of Zr-based bulk metallic glasses (BMG), $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ and $Zr_{52,5}Ti_5Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$ (at. %), are studied in detail within the range of temperature from 78 K up to 300 K using resonant ultrasound spectroscopy. The results enable one to determine the temperature behaviour of both the mechanical properties—the shear, longitudinal, bulk elastic moduli, the Poisson's ratio, and the vibrational characteristics—Grüneisen parameters and Debye temperature. Analysis of $c_{ij}(T)$ is based on the physical model of the close packing of atomic clusters with icosahedral symmetry.

hedral symmetry of atomic ordering.

Ключевые слова: упругие константы, тензор упругости, релаксация, объёмные металлические стёкла.

(Получено 26 марта 2015 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Объёмные металлические стекла (ОМС) не обладают трансляционной симметрией дальнего порядка, что создаёт изотропное состояние структурных, механических и упругих свойств этого нового класса аморфных металлических сплавов. Поэтому константы упругости (c_{ij}) тензора модуля упругости и их температурное поведение непосредственно связано с атомными конфигурациями ближнего порядка и силовыми параметрами атомного взаимодействия, включающие ангармонические члены. В силу этого прецизионные измерения $c_{ij}(T)$ важны для детального понимания фундаментальных динамических свойств аморфного состояния ОМС. Наряду с этим механические свойства ОМС демонстрируют универсальную линейную корреляцию между отношением объёмного (B) и поперечного (G) модулей B/G (или аналогично коэффициент Пуассона σ) и кинематической хрупкостью m , которая определяется как энергия активации при сдвиговой вязкости при температуре стеклообразующего фазового превращения T_g [1, 2]. Следует отметить, что величина m невелика и весьма различна для стеклообразующих жидкостей, и прецизионное измерение упругих констант также необходимо для уточнения зависимости $m(B/G)$. Наряду с этим корреляции отмечаются между m и колебательными свойствами [3] и ангармоничностью (параметром Грюнайзена (γ)) [4]. Отмечают связь температуры T_g с c_{ij} [5]. Таким образом, c_{ij} могут сыграть роль универсальной характеристики ОМС.

В данной работе детально исследовалась низкотемпературная зависимость (78–300 К) упругих констант ОМС на основе циркония с узкокомпозиционным составом, известных как сплавы типа Viterloy 101 (Vit 1) — $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ (ат. %) и Viterloy 105 (Vit 5) — $Zr_{52,5}Ti_5Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$ (ат. %). Эти сплавы особо выделяются из обширного класса ОМС своей высокой стеклообразующей способностью, большими областями переохлаждённой жидкости, низкими критическими скоростями охлаждения ≤ 10 К/с, высокой прочностью и низкими модулями Юнга $E \leq 90$ ГПа. Константы определялись по экспериментальным данным акустических измерений. Зависимость $c_{ij}(T)$ позволила изучить низкотемпературное поведение модулей упругости E , B , G , коэффициента Пуассона (σ), параметра Грюнайзена (γ) и температуры Дебая (θ_D). Из литератур-

ных источников наиболее близки к нашим измерениям данные [6], выполненные на сплаве Vit 5 в температурном интервале 5–300 К, но с большим температурным шагом (25 К), что не позволяет обнаружить отдельные особенности в поведении $c_{ij}(T)$. Исследование упругих свойств сплава Vit 1 при криогенных температурах отсутствует. Сопоставление зависимостей $c_{ij}(T)$ ОМС даёт возможность косвенно выявить структурные отличия их атомных кластеров.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходные сплавы Vit 1 и Vit 5 готовились прямым сплавлением компонентов (чистотой 99,95% вес.) в атмосфере чистого аргона. Сплавы переходили в стеклообразное состояние при струйной закалке со скоростью $\cong 10$ К/с в охлажденной медной матрице. Процедура в деталях описана в работе [7]. Полученные сплавы имели размеры 3 мм в диаметре и 75 мм в длину, из которых электроэрозионным способом вырезались образцы размером $\varnothing 3 \times 5$ мм. Далее они подвергались механической шлифовке и полировке для получения необходимых плоскопараллельных плоскостей. Аморфное структурное состояние образцов контролировалось рентгенодифрактометрически и свидетельствует об отсутствии в ОМС кристаллических фаз. При комнатной температуре сплавы обладали плотностью $\rho = 5,970 \pm 0,005$ г/см³ (Vit 1), $\rho = 6,590 \pm 0,005$ г/см³ (Vit 5).

Низкотемпературные акустические исследования выполнялись в импульсном режиме фазочувствительным мостовым методом по схеме на прохождение [8]. Возбуждение и детектирование ультразвуковых волн с частотой 50 МГц обеспечивалось пьезопреобразователями из ниобата лития. Акустический контакт образец-пьезопреобразователь обеспечивался силиконовым маслом и мёдом. В исследуемом интервале температур измерения выполнялись при нагреве, со скоростью 50 К/ч и температурным шагом 1 К. Скорость нагрева и стабилизация температуры контролировались прецизионным терморегулятором РИФ 101 с точностью удержания температуры 0,1 К. Величины скоростей распространения звука ($V_L(T)$ и $V_S(T)$; индексы L и S обозначают продольную и поперечную поляризации соответственно) измерялись с точностью $\pm 0,3$ м/с.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Поскольку аморфный сплав является изотропным материалом, то он обладает лишь двумя независимыми упругими константами $c_{11} = \rho V_L^2$, $c_{44} = \rho V_S^2$ и зависимой $c_{12} = c_{11} - 2c_{44}$. Величины упругих модулей E , B , G и коэффициента Пуассона (σ) определяются из известных представлений: $E = (c_{11} - c_{12})(c_{11} + 2c_{12})/(c_{11} + c_{12})$, $G = c_{44} =$

$= (c_{11} - c_{12})/2$, $B = (c_{11} + 2c_{12})/3$ и $\sigma = c_{12}/(c_{11} + c_{12})$. Параметр Грюнайзена вычисляется из уравнения $\gamma = 9(V_L^2 - 4V_S^2/3)/[2(V_L^2 + 2V_S^2)]$, а характеристическая температура Дебая (θ_D) — из уравнения $\theta_D = \{3N/(4\pi)\}^{1/3}(\rho/\mu)^{1/3}V_m h/k_B$, где $3/V_m^3 = 2/V_S^3 + 1/V_L^3$, k_B , N и h — постоянные Больцмана, Авогадро, Планка и μ — средняя атомная масса в системе, V_m — средняя скорость звука.

На рисунке 1 представлены температурные зависимости констант упругости c_{11} , c_{12} и $c_{44} = G$ для сплавов Vit 1 и Vit 5. Сплавы проявляют единообразный характер зависимостей $c_{ij}(T)$, что в первом приближении указывает на однотипность топологических строений их атомных кластеров, отличающимися исключительно структурными параметрами. Величины независимых компонентов c_{11} и c_{44} на 12% выше для сплавов, содержащих бериллий. На рисунке 2 приведена температурная зависимость упругих характеристик E и B , а на рис. 3 — температурная зависимость B/G и коэффициента Пуассона (σ). Согласно данным [9–12], циркониевые сплавы демонстрируют повышенную пластичность при больших значениях σ (или B/G). Сплав Vit 1 с меньшей величиной σ обладает более низкой пластичностью в

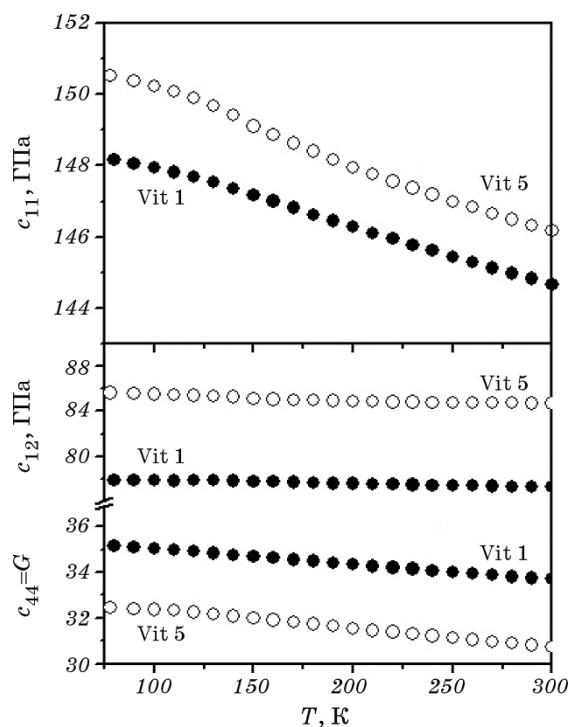


Рис. 1. Зависимость от температуры упругих постоянных тензора модуля упругости для объёмных металлических стёкол $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ (Vit 1) и $Zr_{52,5}Ti_5Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$ (Vit 5).

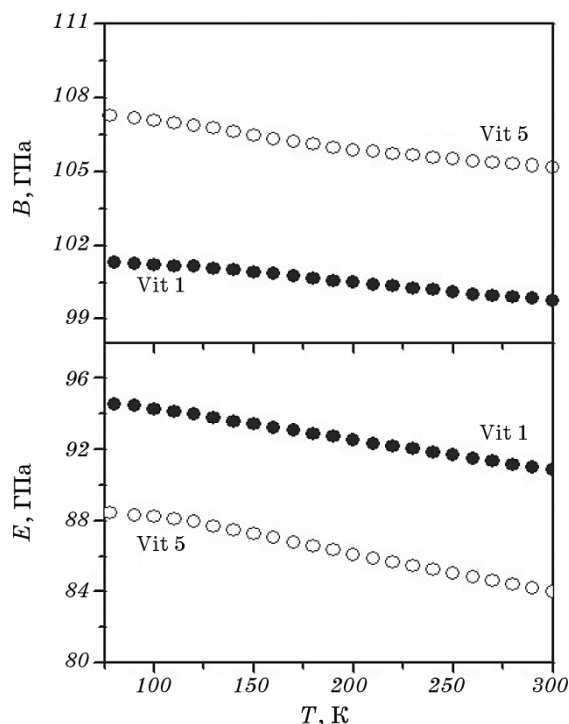


Рис. 2. Зависимость от температуры модуля Юнга (E) и модуля объёмной упругости (B) для объёмных металлических стёкол $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ (Vit 1) и $Zr_{52,5}Ti_5Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$ (Vit 5).

сравнении с Vit 5, но его температурная зависимость указывает на ожидаемую меньшую потерю пластичности при снижении температуры. Наряду с этим следует отметить прямую взаимосвязь между σ и температурой стеклования T_g . Меньшей величине σ (Vit 1) отвечает $T_g = 625$ К, а большей (Vit 1) — повышенная температура 669 К. Также следует заметить, что модули E и G укладываются в универсальное соотношение, т.е. $G/E = 0,39$, справедливое для аморфных и кристаллических материалов [13] и свидетельствующее о преобладании сдвиговой деформации в ОМС.

Необходимую информацию в изучении температурной зависимости упругих свойств вносит параметр Грюнайзена γ и температура Дебая θ_D . Первый служит мерой ангармоничности сил межатомного взаимодействия, второй позволяет судить об упругой связи. Обе характеристики определяют динамические свойства материала. Рисунок 4 иллюстрирует температурную зависимость $\gamma(T)$ и $\theta_D(T)$ аморфных сплавов. Аналогично $\sigma(T)$ температурная зависимость $\gamma(T)$ демонстрирует монотонный рост с повышением температуры, отражая их тесную взаимосвязь. Величины γ меняются незначи-

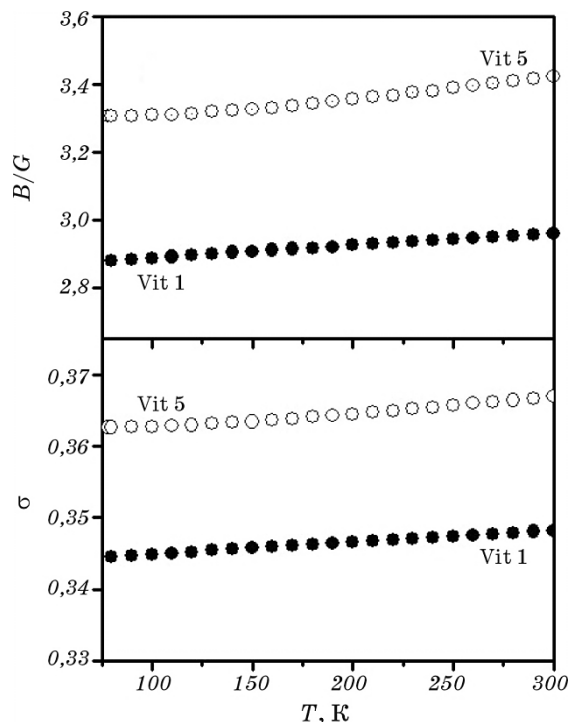


Рис. 3. Зависимость от температуры коэффициента Пуассона (σ) и отношения B/G для объёмных металлических стёкол $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ (Vit 1) и $Zr_{52,5}Ti_5Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$ (Vit 5); G — модуль сдвига, B — модуль объёмной упругости.

тельно в пределах 2,07–2,12 (Vit 1) и (2,24–2,27) (Vit 5) и сравнительно близки к известным значениям чистых металлических компонентов Cu (2,0), Al (1,91) при 300 К.

В отличие от классической дебаевской схемы, современная теоретическая модель, например, самосогласованная термодинамическая модель [14], при изучении температурной зависимости упругих свойств твёрдых тел температуру Дебая рассматривает как функцию температуры через упругие свойства, такие как модуль объёмной упругости (B) и коэффициент Пуассона (σ). Зависимость $\theta_D(T)$ прямо указывает на влияние фононного ангармонизма на упругие свойства. В наших исследованиях $B(T)$ и $\theta_D(T)$ отмечена общая тенденция — возрастание B и θ_D с понижением температуры. Поскольку у сплава Vit 1 более высокое значение упругого модуля E в сравнении с Vit 5, он проявляет большее значение θ_D (величина $\theta_D = 297,5$ К (Vit1) и $\theta_D = 265$ К (Vit5) при 300 К). В обоих случаях увеличение θ_D отвечает повышению упругих характеристик с понижением температуры.

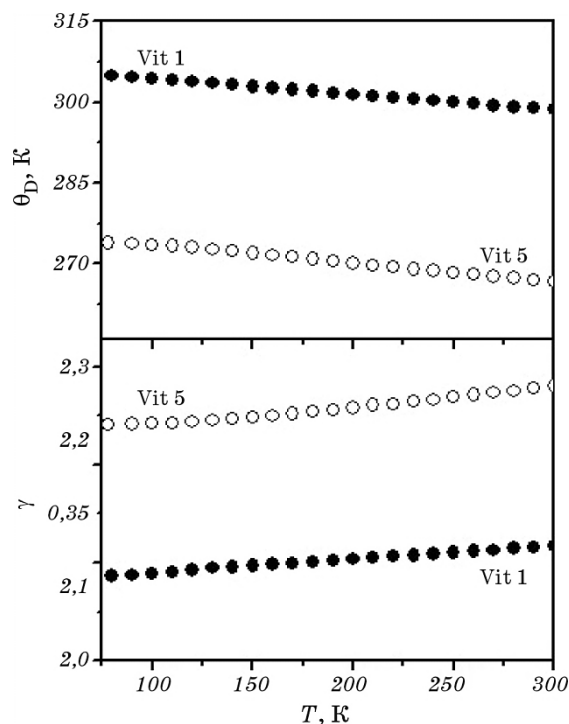


Рис. 4. Температурная зависимость температуры Дебая θ_D и параметра Грюнайзена γ для объёмных металлических стёкол $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ (Vit 1) и $Zr_{52,5}Ti_5Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$ (Vit 5).

Все же выдающейся характеристикой аморфных сплавов ОМС является их высокая плотность по отношению к кристаллическому состоянию сплава того же состава. Многие ОМС обладают плотностью, составляющей 97% и более от плотности кристаллического состояния, а в наилучших стеклообразующих сплавах достигаются плотности до 99,5% от кристаллической плотности. Для сравнения относительная плотность обычных аморфных металлических сплавов и их расплавов охватывает область 92–94%. Ясно, что столь высокая относительная плотность ОМС требует эффективной атомной упаковки в аморфной структуре. Её эффективность создаётся малым атомным объёмом, который снижает термодинамическое влияние свободного объёма и, следовательно, энергию аморфной структуры и тем самым повышает стабильность. Известно, что наиболее стабильные композиционные составы ОМС обладают минимальными молярными объёмами или повышенной плотностью упаковки, что содействует повышению их пластичности.

На данный момент из многочисленных топологических модельных и экспериментальных наблюдений можно сделать однознач-

ный вывод, что икосаэдр наиболее энергетически выгоден для атомной структуры ОМС. Это привело к построению модели эффективной кластерной упаковки (ЭКУ) аморфных сплавов [15, 16]. Концепции, заложенные в модели ЭКУ, состоят в том, что конкретные атомные радиусы компонентов эффективно «упаковываются» в атомные кластеры, которые являются самостоятельными структурными элементами, и они формируют ГЦК-подобную искажённую структуру в пределах области с размером нескольких кластерных диаметров. В объёме металлического стекла создаётся икосаэдрическое атомное упорядочение с осью симметрии пятого порядка. Центр кластеров этих областей позволяет наблюдать дифракцию, используя высокоразрешающую рентгеновскую технику, т.е. явление среднего упорядочения. Единичный кластер не обладает ориентированным упорядочением и в первой координатной сфере атомы не упорядочены. Иными словами, в основу концепции физической модели ЭКУ положено, в сущности, рассмотрение объединения ближних и средних областей окружения атомов металлических стёкол. Итак, при рассмотрении особенности атомных структур ОМС важным новым параметром выступает отношение атомных радиусов составляющих сплава. В этой связи сплав Vit 1 интересен из-за присутствия наименьшего атома металла — бериллия. Тождественность зависимостей $c_{ij}(T)$ сплавов Vit 1 и Vit 5 отражает единство их икосаэдрических моделей атомных структур, а численная разность величины упругих параметров указывает на вклад атомных радиусов в эффективность упаковки.

Согласно расчётной оценке, предложенной в работе [16], размер области среднего упорядочения для сплавов Vit 1 и Vit 5 составил соответственно 0,98 и 1,05 нм. Соответственно сплав Vit 1 проявляет более высокую ЭКУ и, как следствие, имеет повышенное значение модуля Юнга (E). Все же следует отметить, что при рассмотрении упругих свойств ОМС необходимо принять во внимание не только структуру атомной упаковки, но и электронную структуру — наличие ковалентно подобной химической связи. В работе [18] было отмечено, что ковалентная связь сохраняется в ОМС на основе циркония и приводит к снижению внутренней энергии кластеров и увеличивает их энергию активации. Ковалентная связь вызвана гибридизацией d -орбиталей Zr и s -, p -, d -орбиталей соседних атомов в кластере. Отличия плотности распределения валентных электронов и особенности проявления химической связи в сплавах Vit 1 и Vit 5 способствуют различию их характеристических температур Дебая и параметров Грюнайзена.

В завершении следует заметить, что зависимость $c_{ij}(T)$ выше температуры $\cong 125$ К демонстрирует более крутое изменение упругих постоянных с ростом температуры. Наиболее ярко это проявляется на зависимости $c_{11}(T)$ как для Vit 1, так и для Vit 5. Наблюдаемая

особенность $c_{ij}(T)$, по нашему мнению, обусловлена развитием релаксационных процессов, вызванных влиянием знакопеременных напряжений ультразвуковой деформации на термоактивированную перестройку атомов. Эта концепция была положена в основу объяснения экспериментальных данных для низкотемпературного поглощения продольного ультразвука в Vit 5 при частотах 20–150 МГц [18], где было показано, что термоактивированные перескоки атомов осуществляются на межкластерных границах. Именно здесь происходит сравнительно быстрая диффузия атомов [19]. Детальное исследование такой структурной релаксации требует более точных измерений.

4. ВЫВОДЫ

1. В интервале температур 78–300 К, используя технику ультразвуковой резонансной спектроскопии, выполнены прецизионные исследования температурной зависимости упругих констант ($c_{ij}(T)$) тензора модуля упругости объёмных металлических стёкол на основе циркония — $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ и $Zr_{52,5}Ti_5Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$. Единый вид $c_{ij}(T)$ указывает на изоморфность структуры их атомных кластеров.

2. Определены температурные зависимости упругих модулей Юнга (E), сдвига (G), объёмного модуля (B), коэффициента Пуассона (σ), параметра Грюнайзена (γ) и характеристической температуры Дебая (θ_D). В области криогенных температур сдвиговой (G), продольный (E) модули на 10–12% выше у сплава $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ в сравнении с композицией $Zr_{52,5}Ti_5Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$. Из температурной зависимости B/G или σ следует, что оба аморфных сплава с понижением температуры снижают способность к проявлению пластичного состояния, но сплав $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ в меньшей степени. Найденная температурная зависимость параметра Грюнайзена ($\gamma(T)$) и температуры Дебая ($\theta_D(T)$) отражает заметное влияние ангармонизма на упругие свойства аморфных сплавов.

3. Выполнен анализ упругих свойств аморфных сплавов на основе циркония, с привлечением к рассмотрению физической модели эффективной объёмной упаковки кластеров с икосаэдрической симметрией атомного упорядочения. Согласно этим представлениям выполнена оценка линейных размеров области среднего атомного упорядочения L . Для $Zr_{52,5}Ti_5Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$ $L = 1,05$ нм, а для $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ $L = 0,98$ нм.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. V. N. Novikov and A. P. Sokolov, *Nature*, **431**: 961 (2004).

2. V. N. Novikov and A. P. Sokolov, *Phys. Rev. B*, **74**: 064203 (2006).
3. T. Scopigno, G. Ruocco, F. Settle, and G. Monaco, *Science*, **302**: 849 (2003).
4. P. Bordat, F. Affouard, M. Descamps, and K. L. Ngai, *Phys. Rev. Lett.*, **93**: 105502 (2004).
5. W. H. Wang, *J. Appl. Phys.*, **99**: 093506 (2006).
6. Zh. Zhang, V. Keppens, and P. K. Law, *J. Mater. Res.*, **22**: 364 (2007).
7. A. S. Bakai, S. A. Bakai, J. Eckert, I. M. Neklyudov, and Y. I. Savchenko, *J. Non-Cryst. Solids*, **353**, Iss. 32–40: 3754 (2007).
8. В. Д. Филь, П. А. Безуглый, Е. А. Миссалитын, *Приборы и техника эксперимента*, № 3: 210 (1973).
9. C. T. Liu, Heatherly L. Easton, C. A. Carmicheal, J. H. Schneibel, C. H. Chen, J. L. Wright, M. H. Yoo, J. A. Horton, and A. Inoue, *Metall. Mater. Trans. A*, **29**: 1811 (1998).
10. J. Q. Wang, W. H. Wang, H. B. Yu, and H. Y. Bai, *Appl. Phys. Lett.*, **94**: 121904 (2009).
11. Y. Yokoyama, *J. Non-Cryst. Solids*, **316**: 104 (2003).
12. Y. Yokoyama, K. Fukaura, and A. Inoue, *Intermetallics*, **10**: 1113 (2002).
13. M. Q. Jiang and L. H. Dai, *Phil. Mag. Lett.*, **90**, Iss. 4: 269 (2010).
14. А. Н. Филанович, А. А. Повзнер, В. Д. Бодряков, Ю. Ю. Циовкин, В. В. Дремов, *Письма в ЖТФ*, **35**, вып. 20: 1 (2009).
15. D. B. Miracle, *JOM*, **64**, No. 7: 646 (2012).
16. D. B. Miracle, *Nature Materials*, **3**: 697 (2014).
17. M. Sanolor and Ja. Keckers, *Chinese Science Bulletin*, **56**, No. 36: 3937 (2011).
18. С. А. Бакай, А. С. Булатов, В. С. Клочко, А. В. Корниец, М. П. Фатеев, *Физика низких температур*, **38**, № 10: 1197 (2012).
19. А. С. Бакай, *Поликластерные аморфные тела* (Харьков: Синтекс: 2013).

REFERENCES

1. V. N. Novikov and A. P. Sokolov, *Nature*, **431**: 961 (2004).
2. V. N. Novikov and A. P. Sokolov, *Phys. Rev. B*, **74**: 064203 (2006).
3. T. Scopigno, G. Ruocco, F. Settle, and G. Monaco, *Science*, **302**: 849 (2003).
4. P. Bordat, F. Affouard, M. Descamps, and K. L. Ngai, *Phys. Rev. Lett.*, **93**: 105502 (2004).
5. W. H. Wang, *J. Appl. Phys.*, **99**: 093506 (2006).
6. Zh. Zhang, V. Keppens, and P. K. Law, *J. Mater. Res.*, **22**: 364 (2007).
7. A. S. Bakai, S. A. Bakai, J. Eckert, I. M. Neklyudov, and Y. I. Savchenko, *J. Non-Cryst. Solids*, **353**, Iss. 32–40: 3754 (2007).
8. V. D. Fil', P. A. Bezuglyy, and E. A. Missalitin, *Pribory i Tekhnika Eksperimenta*, No. 3: 210 (1973) (in Russian).
9. C. T. Liu, Heatherly L. Easton, C. A. Carmicheal, J. H. Schneibel, C. H. Chen, J. L. Wright, M. H. Yoo, J. A. Horton, and A. Inoue, *Metall. Mater. Trans. A*, **29**: 1811 (1998).
10. J. Q. Wang, W. H. Wang, H. B. Yu, and H. Y. Bai, *Appl. Phys. Lett.*, **94**: 121904 (2009).
11. Y. Yokoyama, *J. Non-Cryst. Solids*, **316**: 104 (2003).
12. Y. Yokoyama, K. Fukaura, and A. Inoue, *Intermetallics*, **10**: 1113 (2002).
13. M. Q. Jiang and L. H. Dai, *Phil. Mag. Lett.*, **90**, Iss. 4: 269 (2010).

14. A. N. Filanovich, A. A. Povzner, V. D. Bodryakov, Yu. Yu. Tsiovkin, and V. V. Dremov, *Pis'ma v ZhTF*, **35**, Iss. 20: 1 (2009) (in Russian).
15. D. B. Miracle, *JOM*, **64**, No. 7: 646 (2012).
16. D. B. Miracle, *Nature Materials*, **3**: 697 (2014).
17. M. Sanolor and Ja. Kecskers, *Chinese Science Bulletin*, **56**, No. 36: 3937 (2011).
18. S. A. Bakai, A. S. Bulatov, V. S. Klochko, A. V. Korniets, and M. P. Fateev, *Fizika Nizkikh Temperatur*, **38**, No. 10: 1197 (2012) (in Russian).
19. A. S. Bakai, *Poliklasternye Amorfnye Tela* (Kharkov: Sinteks: 2013) (in Russian).