

ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОГО МЕХАНІЧНОГО ВИСОКОЧАСТОТНОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА МЕХАНІЧНІ ТА ТЕРМОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ОБ'ЄМНОГО МЕТАЛЕВОГО СКЛА



С.О. Бакай, О.А. Щерецький¹, К.С. Бакай, О.Й. Волчок, В.М. Горбатенко
Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут»,
Харків, Україна;

¹*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна*
E-mail: serg.bakai@kipt.kharkov.ua

Досліджено вплив попереднього височастотного (ультразвукового) механічного навантаження на термофізичні та механічні властивості зразків нового перспективного конструкційного матеріалу – об'ємного металевих скла $(\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5)_{99}\text{Y}_1$. Встановлено залежність змін термофізичних та механічних властивостей металевих скла від параметрів височастотного навантаження матеріалу.

ВСТУП

До останнього часу дослідження впливу ультразвукових механічних коливань на фізико-механічні властивості об'ємних металевих стекел (ОМС) не проводилися, вперше результати таких досліджень були опубліковані в [1]. Експериментальні дослідження показали, що ОМС мають полікластерну структуру [2, 3]. Полікластери складаються з локально регулярних кластерів атомів, середній розмір яких складає ~ 10 нм [4, 5]. Завдяки цьому полікластери володіють високою щільністю меж розділу – міжкластерних меж, яка складає $\sim 10^6$ см⁻¹. Такі межі мають локально розупорядковану структуру і подібно межах у полікристалах (границі зерен, субзерен, двійників, фаз тощо) можуть бути основними областями поглинання енергії механічних коливань при ультразвуковому навантаженні.

У даній роботі для дослідження впливу височастотного навантаження на пружні властивості та внутрішнє тертя об'ємного металевих скла $(\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5)_{99}\text{Y}_1$ в залежності від температури вперше було використано динамічний механічний аналіз (ДМА). Основи методу ДМА були розроблені К.П. Менардом в 1998 році [6]. ДМА надає можливість досліджувати зміну пружних властивостей матеріалів під дією невеликих періодичних, як правило, синусоїдальних динамічних навантажень в залежності від температури, часу та частоти.

Для дослідження процесів переходу аморфних сплавів у кристалічний стан застосовано синхронний термічний аналіз (СТА), який представляє собою комбінацію двох або більше методів дослідження, що реалізуються одночасно на одному зразку. Найбільш поширеним варіантом СТА є поєднання термогравіметрії (ТГ) з диференціально-термічним аналізом (ДТА) або диференціальною скануючою калориметрією (ДСК). У нашому випадку використовувався СТА у конфігурації ТГ + ДСК.

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗРАЗКІВ МЕТАЛЕВОГО СКЛА МЕТОДОМ ДМА

Одною з провідних фірм у світі, які випускають аналізатори ДМА, є фірма NETZSCH (Німеччина). Для досліджень використовували аналізатор ДМА 242С цієї фірми.

Основні технічні характеристики аналізатора ДМА 242С фірми NETZSCH:

температурний діапазон.....-170...600 °С;
 діапазон частот0,01...100 Гц;
 діапазон навантажень, які регулюються:
 макс. ± 8 Н статичних та макс. ± 8 Н динамічних;
 діапазон амплітуд деформації ...макс. ± 240 мкм;
 чутливість за величиною
 деформації.....0,5 нм.

Зовнішній вигляд та принципову схему аналізатора ДМА 242С показано на рис. 1.

Як видно з наведених характеристик, у даному випадку до зразка прикладаються дуже незначні навантаження (сумарно 1,6 кг), тому цей метод рідко використовується для металів та сплавів. Даний метод широко використовують для дослідження механічних характеристик гуми, полімерних плівок, полімерів та волокон.

Виходячи з того, що механічні властивості сплавів є структурно-чутливими, тобто зміна фазового складу або структури матеріалу обов'язково впливає на його механічні характеристики, ми вирішили використати метод ДМА не за прямим його призначенням – визначення абсолютних значень механічних характеристик, а для дослідження особливостей структуроутворення в аморфних сплавах у процесі їх термічної обробки та навантаження.

Принцип дії ДМА оснований на реєстрації реакції матеріалу (подовження, навантаження, зсув фаз, амплітуда) на дію невеликих періодичних динамічних навантажень в залежності від температури, часу та частоти. Якщо до зразка, який досліджується, прикласти механічну силу (F), вона викличе відповідні реакції матеріалу – деформацію, напруження, амплітуду та зсув фаз (рис. 2). Реєстрація змін параметрів та відповідна математична обробка дають можливість оцінити вплив факторів на пружні властивості матеріалу.

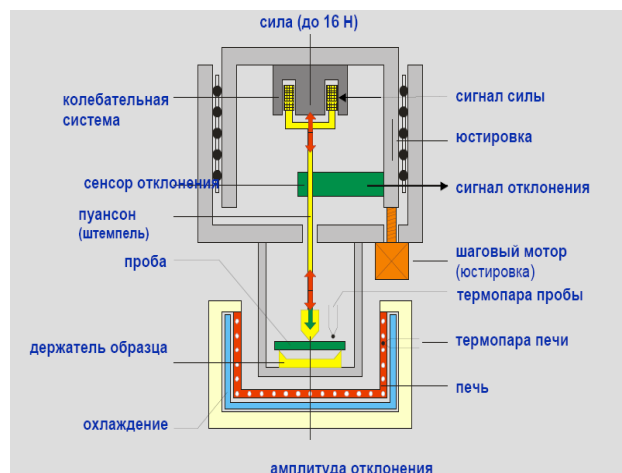


Рис. 1. Зовнішній вигляд та принципова схема аналізатора DMA 242C

F – Прикладена сила

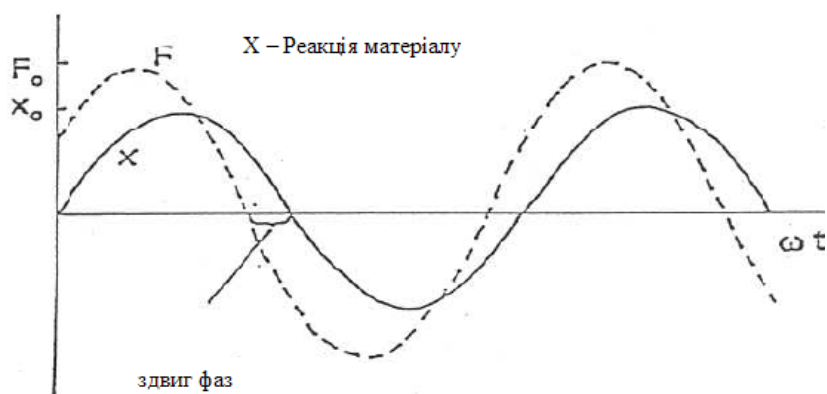


Рис. 2. Реакція матеріалу зразка на механічне навантаження

Як відомо, комплексний модуль пружності пружно-в'язкого матеріалу можна записати як

$$|E| = \frac{\sigma}{\varepsilon}, \quad (1)$$

де E – комплексний модуль, МПа; σ – навантаження, Н; ε – деформація, мкм, або

$$|E| = \sqrt{[E^I(\omega)]^2 + [E^{II}(\omega)]^2}, \quad (2)$$

де E_I – модуль пружності, характеризує пружні властивості матеріалу; E_{II} – модуль втрат, характеризує перетворення механічної енергії в інші види енергії, наприклад у тепло, являється мірою неповерненої, втраченої енергії коливань; ω – частота коливань.

Модулі пружності – це векторні величини, взаємозв'язок між ними схематично показано на рис. 3.

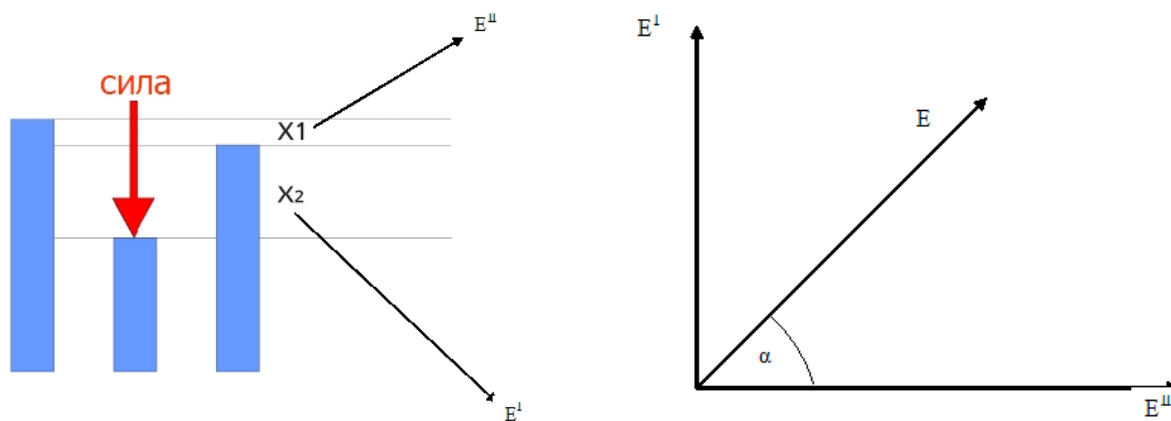


Рис. 3. Взаємозв'язок між модулями пружності

$$E^I(\omega) = |E| \cos \delta; \quad (3)$$

$$E^{II}(\omega) = |E| \sin \delta. \quad (4)$$

Для пружного матеріалу ($\alpha = 0$, $\cos 0 = 1$, $\sin 0 = 0$):

$$E = EI. \quad (5)$$

Для в'язкого матеріалу ($\alpha = 90^\circ$, $\cos 90^\circ = 0$, $\sin 90^\circ = 1$):

$$E = E^{II}. \quad (6)$$

Часто для оцінки пружних властивостей матеріалів використовують величину, яку називають коефіцієнтом втрат, або тангенсом кута втрат, або внутрішнім тертям в'язко-пружної системи; її визначають як

$$\tan \alpha = \frac{E^{II}(\omega)}{E^I(\omega)}. \quad (7)$$

ДМА дає можливість визначати всі наведені параметри в залежності від часу, температури, величини навантаження та частоти. Додатково можливо визначити коефіцієнти термічного розширення матеріалу. Особливості використання методу ДМА для дослідження аморфних сплавів описані в роботах [3–5].

Для ДМА дослідження були підготовлені циліндричні зразки об'ємного аморфного сплаву $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ діаметром 2,1 мм та довжиною 4,4 мм. Зразки пройшли попереднє високочастотне циклічне навантаження на ультразвуковому

пристрої, який детально описаний в роботі [10]. Частота коливань складала 20 кГц, амплітуда коливань була близько 10 мкм.

Дані зразки можливо було дослідити тільки методом стиснення. Цей тип випробовувань розрахований на проведення дослідження матеріалів з модулем Юнга менше 10 ГПа, тому одержані результати необхідно розглядати як якісні. Вони не дають можливості визначити абсолютні значення модуля пружності та внутрішнього тертя, але демонструють характер змін характеристик у залежності від режимів ультразвукової обробки та температури.

Дослідження проводилися методом стиснення при статичному навантаженні 8 Н та динамічному навантаженні 6 Н, максимальній амплітуді 100 мкм та частотах 1, 5, 10 Гц. Результати досліджень наведено на рис. 4–6. Ультразвукова обробка протягом 5 хв привела до зміни модуля Юнга на 5000...1000 МПа в залежності від температури випробування, характер зміни внутрішнього тертя від температури не змінився, але його величина дещо збільшилася (див. рис. 5, крива 2). В результаті ультразвукової обробки протягом 15 хв пружні властивості сплаву значно змінилися (див. рис. 4). На кривій внутрішнього тертя (див. рис. 5, крива 3) виник максимум при 120 °С. У порівнянні з вихідним сплавом змінилася залежність внутрішнього тертя від температури, а його значення значно виросло.

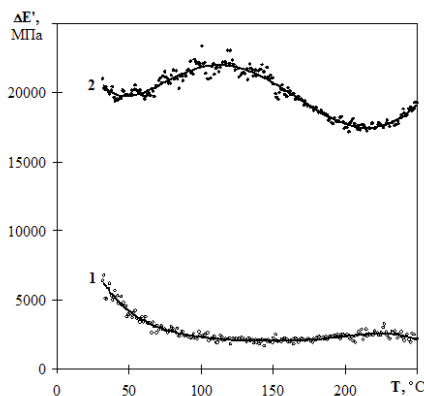


Рис. 4. Зміна модуля Юнга сплаву $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ в результаті ультразвукової обробки протягом 5 (1) та 15 хв (2)

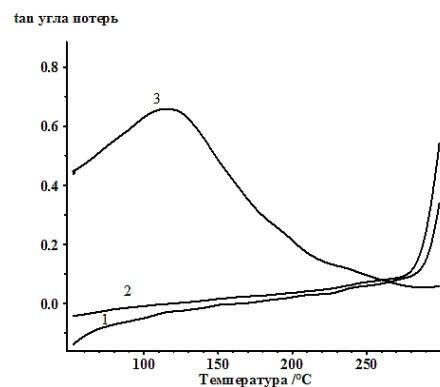


Рис. 5. Залежність внутрішнього тертя від температури: 1 – без ультразвукової обробки; 2 – ультразвукова обробка протягом 5 хв; 3 – ультразвукова обробка протягом 15 хв

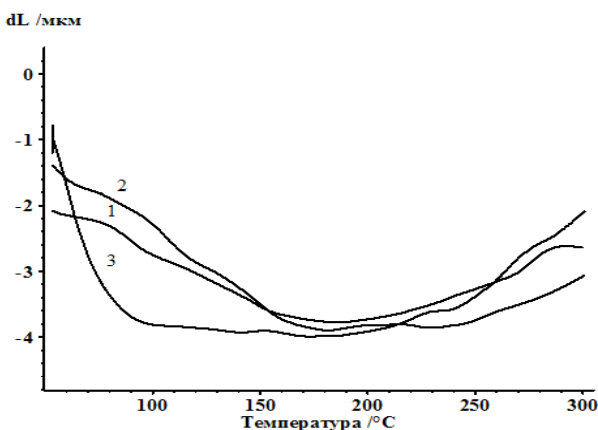


Рис. 6. Залежність довжини зразка від температури: 1 – без ультразвукової обробки; 2 – ультразвукова обробка протягом 5 хв; 3 – ультразвукова обробка протягом 15 хв

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗРАЗКІВ МЕТАЛЕВОГО СКЛА МЕТОДОМ СТА

Головна перевага СТА полягає в тому, що зміна маси і теплові ефекти вимірюються на одному зразку одночасно. Такий підхід забезпечує порівнянність отриманих результатів за рахунок усунення впливу таких чинників, як неоднорідність матеріалу, умови проведення експерименту, підготовка зразків та ін. Крім того, поєднання ТГ і ДСК забезпечує точніше визначення величин ентальпій, оскільки у будь-який момент експерименту відома фактична маса зразка. Окрім цього, метод СТА дозволяє економити час і матеріал зразків, що особливо важливо, якщо кількість досліджуваної речовини обмежена, а також при роботі з дорогими або дефіцитними матеріалами.

Дослідження за методом СТА проводили на приладі STA 449F1 фірми NETZSCH (рис. 7). Прилад дозволяє проводити дослідження при температурі до 1500 °С в інертній, окислювальній або відновній атмосфері, при цьому атмосфера може бути як статичною, так і динамічною. Точність виміру температур складає 1,5 °С. Прилад забезпечено автоматичною системою вакуумування і вбудованим контролером газового потоку на два продувальних і один захисний газ.

Експерименти проводяться в автоматичному режимі. Усі поточні параметри експерименту фіксуються і зберігаються в цифровому вигляді. Обробка отриманих експериментальних даних проводиться за допомогою спеціального програмного забезпечення. При проведенні експериментів швидкості нагріву і охолодження досліджуваного зразка варіюються в межах 0,01...50 град/хв. Термоваги дозволяють під час експерименту визначати поточну масу зразка з точністю $1 \cdot 10^{-7}$ г, при цьому максимальна допустима маса зразка становить 5 г. Чутливість реєстрації сигналу ДСК становить < 1 мкВт. Діапазон виміру ентальпії складає від 1 до 30000 Дж/г, а теплоємності відповідно 10...5000 Дж/(кг·К). При цьому забезпечується точність визначення ентальпії і теплоємності на рівні $\pm 3\%$. Більш докладний опис приладу STA 449F1 та його можливостей наведено в роботах [11, 12].

Висока чутливість ДСК дозволяє, з одного боку, виявляти навіть незначні теплові ефекти, що виникають у матеріалі при нагріванні або охолодженні, з іншого боку, фіксувати зміни теплофізичних властивостей досліджуваного матеріалу, що виключно важливо при вирішенні поставленої нами задачі. Так, при нагріванні аморфних сплавів можна визначити не лише температури і теплоти кристалізації, що відображаються відповідними піками, але також температурний інтервал склування сплаву, який реєструється приладом у вигляді перегину на кривій ДСК, що відповідає зміні теплоємності сплаву.

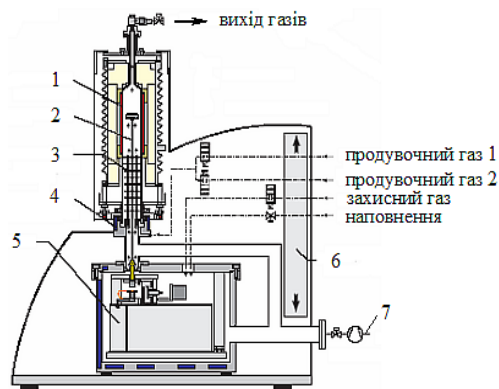


Рис. 7. Принципова схема синхронного термічного аналізатора STA 449F1 фірми NETZSCH:

- 1 – нагрівальний елемент; 2 – пробітримувач;
- 3 – захисні екрани від теплового випромінювання;
- 4 – система термостатування; 5 – система терезів;
- 6 – механізований підіймач печі;
- 7 – система вакуумування

Здатність термовагів фіксувати під час експерименту найменшу зміну маси зразка дозволяє одержати додаткову інформацію щодо кристалізації аморфних сплавів, а також реєструвати процеси, які проходять у зразках сплавів при нагріванні, але не характеризують їх перехід у кристалічний стан. Наприклад, за приростом маси зразка можна виявити та проконтролювати окислення аморфних сплавів, якщо таке виникає. За втратою маси зразка можна відслідковувати процес випаровування вологи, що іноді буває актуально в разі дослідження аморфних порошків. Контроль процесів, що супутні експерименту, але таких, що не характеризують процес переходу сплавів з аморфного в кристалічний стан, дозволяє ідентифікувати на кривій ДСК відповідні піки та перегини і не враховувати їх при подальшій обробці результатів для уникнення таким чином помилок.

Температуру склування (T_g), зміну теплоємності сплаву після склування (ΔC_p), температуру початку кристалізації (T_x) та теплоту кристалізації (ΔH) визначали шляхом відповідної обробки кривих ДСК за допомогою програмного забезпечення «Proteus».

Енергію активації (E_a) кристалізації сплавів розраховували за методом Киссінджера [13] згідно з виразом

$$\ln(V_i/T_x^2) = -E_a/RT_x + C, \quad (8)$$

де E_a – енергія активації, Дж/моль; V_i – швидкість нагрівання, К/хв; T_x – температура кристалізації для i -ї швидкості нагрівання, К; R – газова стала, Дж/(моль·К); C – константа.

Для розрахунку E_a сплави досліджували зі швидкістю нагрівання 1, 2, 5, 10 і 20 К/хв, визначали температури початку кристалізації при кожній швидкості нагріву, будували графік залежності:

$$\ln(V_i/T_x^2) = f(1/T_x) \quad (9)$$

і знаходили тангенс кута нахилу одержаної прямої ($\text{tg}\phi$), тоді

$$E_a = -\text{tg}\phi \cdot R. \quad (10)$$

Результати дослідження СТА наведено в таблиці.

Результати термічного аналізу аморфного сплаву ($Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$) $_{99}Y_1$

Номер сплаву	$T_g, ^\circ C$	$\Delta C_p, Дж/г$	$T_x, ^\circ C$	$\Delta T_x, ^\circ C$	$\Delta H, Дж/г$	Кількість кристалічної фази, %	$E_a, кДж/моль$
1	418,3	0,172	481,6	63,3	48,78	0	372
3	418,0	0,203	481,1	63,1	46,58	4,5	365
16	403,8	0,169	475,8	72,0	44,82	8,1	375

Зразок №1 – без ультразвукової обробки; №3 – ультразвукова обробка протягом 5 хв; №16 – ультразвукова обробка протягом 15 хв.

Вихідний зразок та зразок після ультразвукової обробки протягом 5 хв мають практично однакові термофізичні характеристики. Зразок після ультразвукової обробки протягом 15 хв має температуру склування (T_g) на $15^\circ C$ нижчу, температуру кристалізації на $6^\circ C$ нижчу, а інтервал псевдорідкого стану (ΔT_x) на $9^\circ C$ більший, ніж зразок без ультразвукової обробки (рис. 8). Теплота кристалізації та енергія активації кристалізації для всіх трьох зразків практично однакові.

ТГ-аналіз, що проводився синхронно з ДСК, виявив приріст маси озвучених зразків (рис. 9). Вихідний зразок (№1) у всьому інтервалі нагріву до

початку кристалізації практично не змінив масу, зразок озвучений 5 хв (№3) додав $0,7$ мас.%, а зразок №16 (15 хв ультразвукової обробки) додав майже $1,4$ мас.%. Такий приріст пояснюється окисненням зразків пропорційно кількості кристалічної фази.

Результати досліджень сплавів при різних швидкостях нагрівання наведено на рис. 10–12. Звертає на себе увагу той факт, що зразок №16 відрізняється від вихідного зразка та зразка №3 не тільки температурами склування та кристалізації, а і формую піка, що може свідчити про дещо інший фазовий склад цього сплаву після кристалізації.

Графіки для визначення енергії активації кристалізації (E_a) наведено на рис. 13, з яких видно, що досліджені зразки мають практично однакове значення E_a .

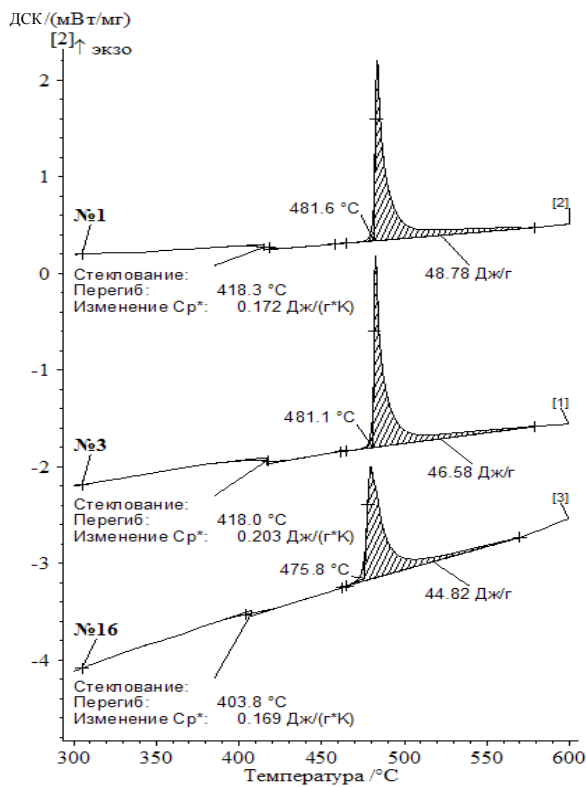


Рис. 8. Результати ДСК-аналізу кристалізації аморфного сплаву ($Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$) $_{99}Y_1$ при швидкості нагрівання $20 K/хв$

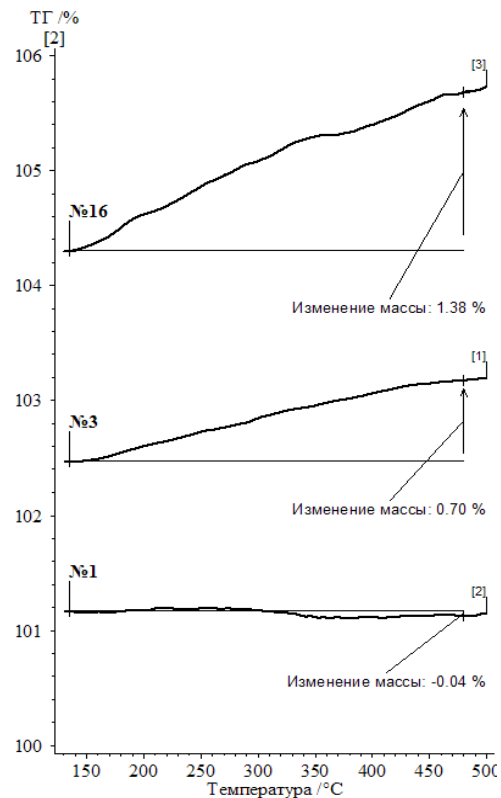


Рис. 9. Результати ТГ-аналізу кристалізації аморфного сплаву ($Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$) $_{99}Y_1$ при швидкості нагрівання $20 K/хв$

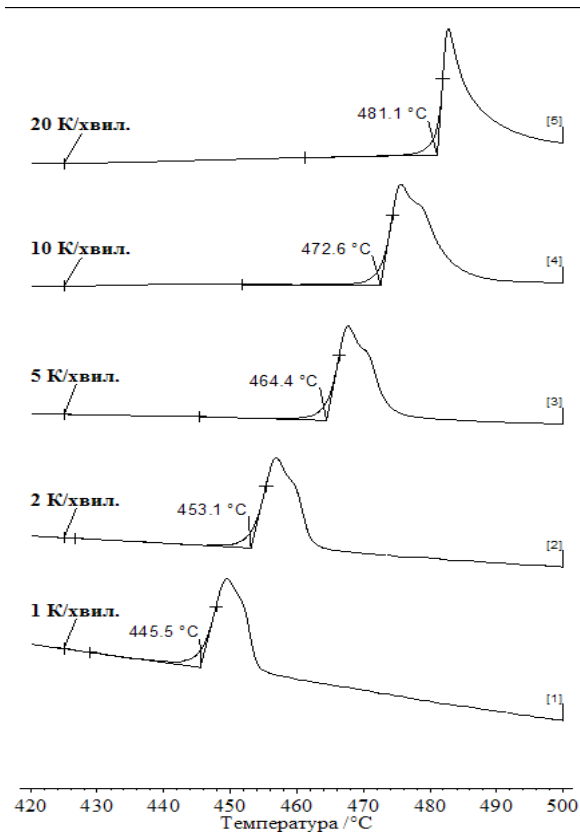


Рис. 10. Визначення за кривими ДСК температури початку кристалізації аморфного сплаву $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ (№3) при різних швидкості нагрівання

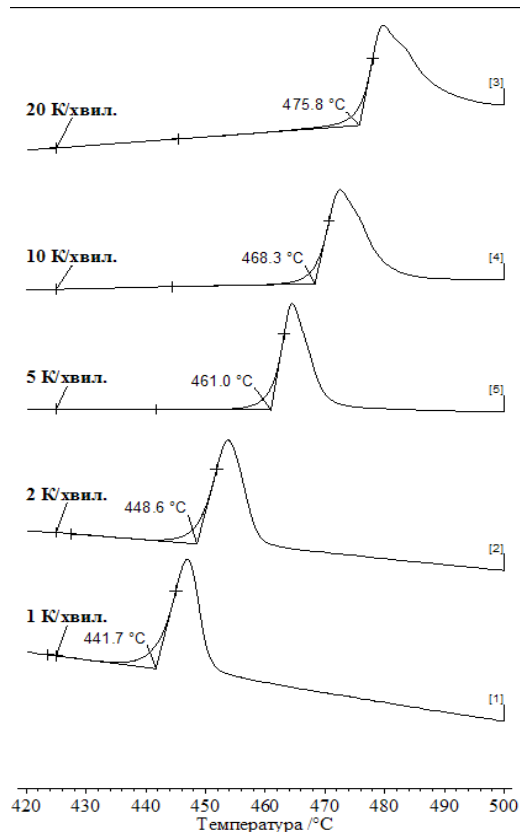


Рис. 11. Визначення за кривими ДСК температури початку кристалізації аморфного сплаву $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ (№16) при різних швидкості нагрівання

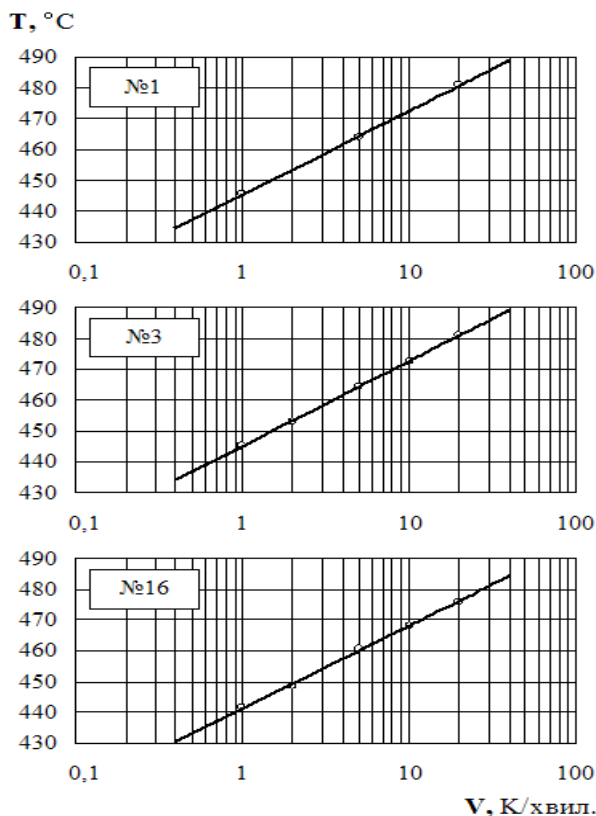


Рис. 12. Вплив швидкості нагріву на температуру початку кристалізації аморфного сплаву $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$

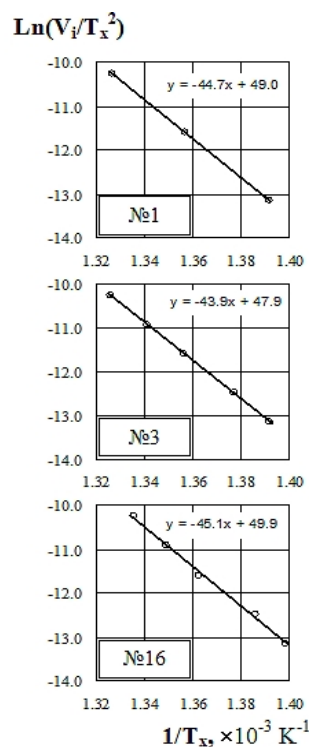


Рис. 13. Графіки для визначення за методом Киссінджера енергії активації кристалізації аморфного сплаву $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$

Сплави мають багатостадійний характер плавлення. На кривих ДСК можна виділити шість стадій, з яких п'ята та шоста за швидкістю нагріву 20 К/хв повністю не розділяються (рис. 14). Слід зазначити, що на загальному фоні ідентичності кривих ДСК обох сплавів тепловий ефект від плавлення першої стадії сплаву №1 втричі перевищує відповідний показник для сплаву №16. Це свідчить про більшу кількість відповідної фази в структурі сплаву №1. При плавленні наступної фази спостерігається зворотна картина, крім того, у сплаві №1 друга фаза плавиться при температурі на 18 °С вище. Остання, шоста стадія плавлення сплавів також відрізняється, у сплаві №16 відповідної фази значно більше.

Таким чином, можна зробити висновок, що в сплаві, який оброблений ультразвуком, проходить перерозподіл фаз, що відбивається на кривих ДСК при кристалізації сплавів з аморфного стану та плавленні при подальшому нагріванні.

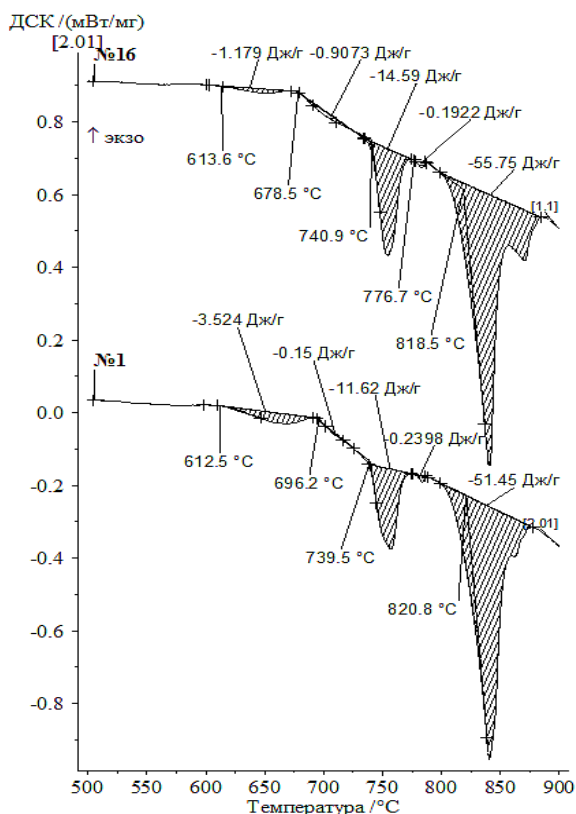


Рис. 14. Результати ДСК-аналізу плавлення сплаву $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ (зразки №1 та 16) при швидкості нагрівання 20 К/хв

ВИСНОВКИ

Методом ДМА встановлено:

- ультразвукове навантаження протягом 5 хв призводить до зміни модуля Юнга на 500...1000 МПа в залежності від температури випробування, характер зміни внутрішнього тертя від температури не змінився, але його величина дещо збільшилась;

- в результаті ультразвукового навантаження протягом 15 хв пружні властивості сплаву збільшились на 20 ГПа. На кривій внутрішнього

тертя виник максимум при 120 °С. В порівнянні з вихідним сплавом змінилась залежність внутрішнього тертя від температури, а його значення значно виросло.

Методом ДСК встановлено:

- ультразвукова механічна обробка сплаву $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ призводить до його часткової кристалізації, що проявляється у зменшенні теплоти кристалізації при подальшому нагріванні зразків та їх окисленні;

- обробка сплаву ультразвуковим механічним навантаженням протягом 5 хв не призводить до помітних змін термофізичних показників кристалізації зразків при їх нагріванні;

- ультразвукова обробка протягом 15 хв призводить до зниження температури склування сплаву на 15 °С, зниженню температури кристалізації на 6 °С; зона псевдорідкого стану при цьому відповідно збільшується майже на 10 °С;

- в результаті тривалого високочастотного навантаження (15 хв) проходить перерозподіл фаз, що відбивається на кривих ДСК при кристалізації сплавів з аморфного стану та плавленні при подальшому нагріванні;

- ультразвукова обробка сплаву не завдає помітного впливу на величину енергії активації кристалізації сплаву.

БІБЛІОГРАФІЧНИЙ СПИСОК

1. А.С. Бакай, С.А. Бакай, В.М. Горбатенко, М.Б. Лазарева, Ю.А. Петрусенко, А.А. Щерецький. Механізми и следствия высокочастотной усталости металлических стекол // *Физика наноструктур*. 2014, с. 31-36.

2. A.S. Bakai, S.A. Bakai, I.M. Neklyudov, P.I. Stoev, J. Eckert, M.P. Macht. On the Kaizer effect in bulk metallic glasses // *Journal Of Non-Crystalline Solids*. 2007, v. 353, p. 3769-3771.

3. A.S. Bakai, S.A. Bakai, J. Eckert, I.M. Neklyudov, V.I. Savchenko. Mixed viscous flow and softening of bulk metallic glasses // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2007, v. 353, p. 3754-3757.

4. А.С. Бакай. *Поликластерные аморфные тела*. М.: «Энергоатомиздат», 1987.

5. A.S. Bakai. The Polycluster Concept of Amorphous Solids // *In Glassy Metals III (Ed. by H. Beck and H.-J. Guentherodt) Springer*. Heidelberg, 1994, p. 209.

6. Kevin P. Menard. *Dynamic Mechanical Analysis*. CRC Press LLC, 1999.

7. О.А. Щерецький. Дослідження термічної стабільності аморфних сплавів методом динамічного механічного аналізу // *Металознавство та обробка металів*. 2009, №4, с. 41-44.

8. О.А. Щерецький, В.Л. Лахненко, В.С. Шумихин. Особенности перехода аморфных сплавов на основе алюминия в кристаллическое состояние при термическом и механическом воздействии // *Электронная микроскопия и прочность материалов*. 2010, в. 17, с. 57-66.

9. С.А. Бакай, О.А. Щерецький, В.Л. Лахненко, А.В. Соловьева. Влияние ультразвуковой обработки

на механические и термодинамические свойства объемного металлического стекла $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ // *Материалы 51-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности»*, 16-20 мая 2001 г., Харьков, Украина, с. 84.

10. A.S. Bakai, S.A. Bakai, G.N. Malik, V.M. Gorbatenko, V.M. Netesov, V.A. Emlyaninov. The ultrasonic mechanical test facility for research of impact ultrasonic vibrations on mechanical properties of materials // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2005, N 4, p. 104-107.

11. В.Л. Лахненко. Применение синхронного термического анализа для исследования процессов

перехода сплавов из аморфного в кристаллическое состояние // *Процессы литья*. 2009, №5, с. 50-56.

12. А.А. Щерецкий, В.С. Шумихин, А.М. Верховлюк, В.Л. Лахненко, А.А. Беспалый, М.И. Науменко. Влияние термообработки на структуру и механические свойства объемноаморфных сплавов на основе циркония // *Процессы литья*. 2009, №3, с. 59-63.

13. Homer E. Kissinger. Variation of Peak Temperature With Heating Rate in Differential Thermal Analysis // *Journal of Research of the National Bureau of Standards*. 1956, v. 57, N 4, p. 217-221.

Статья поступила в редакцию 15.03.2016 г.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ НАГРУЗКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕРМОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$

С.А. Бакай, А.А. Щерецкий, Е.С. Бакай, О.И. Волчок, В.М. Горбатенко

Исследовано влияние предварительного высокочастотного (ультразвукового) механического нагружения на термофизические и механические свойства образцов нового, перспективного конструкционного материала – объемного металлического стекла $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$. Установлена зависимость изменения термофизических и механических свойств металлического стекла от параметров высокочастотного нагружения материала.

EFFECT OF HIGH FREQUENCY PRE LOAD ON MECHANICAL AND THERMO PHYSICAL PROPERTIES OF BULK METALLIC GLASS $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$

S.O. Bakai, O.A. Scheretskiy, K.S. Bakai, O.I. Volchok, V.M. Gorbatenko

The effect of pre-high-frequency (ultrasonic) mechanical loading on the thermo physical and mechanical properties of samples of a new, long-term structural material - the bulk metallic glass $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$. The dependence of the thermophysical and mechanical properties of metallic glass on the parameters of the high-frequency loading of the material.