

PACS numbers: 61.66.Dk, 62.20.Fe, 62.20.fq, 62.40.+I, 81.16.Rf, 81.30.Mh

Вплив попередньої деформації в інтервалі мікропластичності на характеристики міцності надпластичного евтектичного ступу Bi–43% мас. Sn

В. Ф. Коршак

*Харківський національний університет імені В. Н. Каразіна,
Майдан Свободи, 4,
61022 Харків, Україна*

Вивчено зміни властивостей міцності надпластичного евтектичного ступу Bi–43% мас. Sn, зумовлені повторюваним розтягом в інтервалі мікропластичної деформації. Механічні випробування проведено в режимі активного навантаження. Відносні видовження зразків ступу не перевищували $3 \cdot 10^{-3}$. Експерименти проведено з використанням тензометричного методу вимірювань при кімнатній температурі. Умови навантаження узгоджували з умовами прояву стопом ефекту надпластичності, які було встановлено в окремих експериментах. Досліджували стоп, отриманий в лабораторних умовах шляхом лиття на масивну мідну підкладку. Зливки були стиснені на гідравлічному пресі на $\approx 70\%$ безпосередньо після лиття і потім зістарені протягом 12 діб. Залежність напруження σ від відносного видовження ϵ свідчить про зменшення досліджуваного ступу в результаті повторюваної мікропластичної деформації і подальшої витримки зразків у розвантаженому стані. Під час витримки після розвантаження спостерігається непружне стиснення зразків. Це виявляє наявність у матеріалі внутрішніх напружень, величина яких є достатньою для здійснення його пластичної течії. Стверджується, що виникнення таких напружень пов'язане, зокрема, з наявністю у структурі ступу пересиченої $\alpha(\text{Sn})$ -фази, яка формується в умовах швидкої кристалізації. За допомогою теоретичних розрахунків показано, що розпад цієї фази при переході ступу

Corresponding author: Vira Fedosiyivna Korshak
E-mail: vera.korshak@gmail.com

*V. N. Karazin Kharkiv National University,
4 Svobody Sqr., UA-61022 Kharkiv, Ukraine*

Citation: V. F. Korshak, Effect of Predeformation in the Microplasticity Interval on the Strength Characteristics of Superplastic Eutectic Bi–43% wt. Sn Alloy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 2:251–262 (2023) (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.45.02.0251

до фазового стану, рівноважного при більш низьких, порівняно з евтектичною, температурах, супроводжується зростанням питомого об'єму матеріалу. Здійсненню цього перетворення перешкоджає жорсткий каркас зерен $\beta(\text{Bi})$ -фази, що виникає при кристалізації. Дія зовнішнього механічного напруження розтягу обумовлює релаксацію внутрішніх напружень і протікання початкових стадій розпаду пересиченого твердого розчину на основі олова, що супроводжується зниженням міцності стопу.

Ключові слова: надпластичність, міцність, фазові перетворення, внутрішні напруження, евтектичний стоп, повторне навантаження.

The changes of strength properties of superplastic eutectic Bi–43% wt. Sn alloy, caused by repeated tension in the interval of microplastic deformation, are studied. Mechanical tests are carried out in the active loading mode. Relative elongations of the samples did not exceed $3 \cdot 10^{-3}$. The experiments are carried out using the tensometric method of measurements at room temperature. The loading conditions are adapted to the conditions for the alloy to exhibit the superplasticity effect, which are established in separate experiments. The studied alloy is obtained in laboratory conditions by casting on a massive copper substrate. The ingots are compressed on a hydraulic press by $\approx 70\%$ immediately after casting and then aged for 12 days. The dependence of the stress σ on the relative elongation ε indicates the weakening of the studied alloy as a result of repetitive microplastic deformation and subsequent exposure of the samples in the unloaded state. During exposure after unloading, inelastic compression of the samples is observed. This reveals the presence of internal stresses in the material, the value of which is sufficient for its plastic flow. It is assumed that the occurrence of such stresses is associated, in particular, with the presence of the supersaturated $\alpha(\text{Sn})$ -phase in the structure of the alloy, which is formed under conditions of rapid crystallization. With the help of theoretical calculations, it is shown that the decomposition of this phase during the transition of the alloy to a phase state equilibrium at lower temperatures compared to the eutectic temperature is accompanied by an increase in the specific volume of the material. This transformation is prevented by the rigid framework of $\beta(\text{Bi})$ -phase grains, which occurs during crystallization. The action of external mechanical tensile stress causes the relaxation of internal stresses and the occurrence of the initial stages of decomposition of the supersaturated solid solution based on tin, accompanied by a decrease in the strength of the alloy.

Key words: superplasticity, strength, phase transformations, internal stresses, eutectic alloy, repeated loading.

Отримано 27 грудня 2022р.; остаточн. варіант—5 лютого 2023р.

1. ВСТУП

У раніше опублікованій роботі [1] було подано результати вперше виконаного дослідження впливу мікропластичної деформації на

властивості міцності евтектичного стопу Sn–38% мас. Pb. Експерименти проводили з метою встановлення фізичної сутності процесів, які відбуваються у стопі в умовах надпластичності, та зв'язку цих процесів із розпадом пересичених твердих розчинів, що формуються в ньому в умовах швидкої кристалізації. В [1] було виявлено ефект знеміцнення стопу Sn–38% мас. Pb під час витримки в розвантаженому стані після попереднього розтягу в інтервалі мікропластичності.

Отримані в [1] результати добре узгоджуються з результатами вивчення змін внутрішнього тертя Q^{-1} і модуля Юнга E стопу Sn–38% мас. Pb, зумовлених попереднім циклічним навантаженням в інтервалі мікропластичності [2–6]. Деформаційне «накачування» зразків стопу, згідно з [2–6], спричиняє появу максимумів на кінетичних залежностях $Q^{-1}(t)$ на певному етапі циклічного деформування та узгодженим з ними немонотонним зменшенням модуля Юнга стопу. Спостережувані залежності $Q^{-1}(t)$ і $E(t)$ властиві фазовим перетворень першого роду.

Спільна аналіза результатів експериментів, проведених в [1–6], свідчить про те, що пониження характеристик міцності стопу Sn–38% мас. Pb і, отже, підвищення його пластичних властивостей зумовлюється протіканням розпаду пересичених твердих розчинів на основі олова та Плюмбуму. За відповідних умов деформування саме протікання розпаду твердих розчинів, стимульованого зовнішнім механічним напруженням, і може бути одним із провідних чинників, що зумовлюють прояв ефекту надпластичності стопів досліджуваного типу. Слід при цьому зауважити, що на сьогодні прийнято вважати, що надпластичність таких стопів не пов'язана з їхньою фазовою нерівновагою і протіканням структурно-фазових перетворень в умовах деформації.

Результати описаних вище експериментів на стопі Sn–38% мас. Pb мають важливе значення для подальшого більш глибокого розуміння фізичної природи ефекту надпластичності полікристалів. Евтектичні стопи є класичними модельними надпластичними стопами і закономірності прояву ними цього ефекту є типовими для інших полікомпонентних полікристалічних матеріалів. Зважаючи на новизну отриманих у роботі [1] наукових результатів, виникає необхідність у проведенні аналогічних досліджень й на інших системах. У цій роботі вивчені зміни характеристик міцності надпластичного евтектичного стопу Bi–43% мас. Sn, які зумовлюються повторюваною мікропластичною деформацією.

2. ОБ'ЄКТ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Досліджуваний стоп Bi–43% мас. Sn виготовляли в лабораторних умовах шляхом лиття на масивну мідну підкладку. Використо-

ували бісмут і олово чистотою 99,95% і 99,90% відповідно. Температура розплаву перед розливанням становила $\approx 400^\circ\text{C}$. Швидкість його охолодження складала, у середньому, $\approx 200^\circ\text{C}/\text{с}$. Процес кристалізації відбувався при переохолодженні близько 17°C . Зливки деформували стисненням на гідравлічному пресі на $\approx 70\%$ безпосередньо після лиття і потім витримували в атмосферних умовах протягом 12 діб.

Деформування зразків здійснювали в режимі активного навантаження з використанням оригінального лабораторного обладнання. Інформація про деформаційний та вимірюваний пристрої експериментальної установки подана в роботі [1]. Апаратура реєстрації величини навантаження включала потенціометр, спеціально виготовлену приставку і магазин опору регулювання чутливості динамометра. Умови навантаження досліджуваних зразків були такими ж самими, як і умови навантаження зразків стопу Sn–38% мас. Pb в експериментах, виконаних в [1]. Початкова швидкість деформації складала $\approx 1,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. За реалізованих швидкостей відносних видовжень зразків, що не перевищували $\approx 3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, та довжині робочої частини $\approx 10 \text{ мм}$ її можна вважати незмінною в умовах експерименту. Опір тензометричного датчика, використовованого для встановлення деформації зразка, визначали за допомогою вимірювального моста постійного струму МО-62. Експерименти проведені при кімнатній температурі, сталість якої підтримували з точністю $\pm 1 \text{ К}$.

Похибка вимірювання величини прикладеного напруження σ не перевищувала 1%. Відносна похибка визначення деформації зразків ε була не вищою ніж 5%.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Раніше в окремо виконаних дослідженнях [7] було встановлено, що кристалізація стопу Ві–43% мас. Sn за обраних умов є не рівноважною. В отриманих зливках фіксується надлишок $\alpha(\text{Sn})$ -фази, твердого розчину Бісмуту в олові, у порівнянні з фазовим станом, рівноважним за кімнатної температури. У процесі природного старіння спостерігається повільний розпад цього розчину, але навіть після досить тривалої витримки в атмосферних умовах рівноважний фазовий стан стопу не встановлюється. Тому, враховуючи отримані в роботі [1] експериментальні результати, слід також очікувати активізацію під впливом попередньої мікропластичної деформації процесів зародження та росту фаз, що наближають стоп Ві–43% мас. Sn до фазової рівноваги. Здійснення таких процесів, як відомо, супроводжується зміною механічних властивостей матеріалів.

Досліджувані зразки деформували поетапно. Після кожного чергового навантаження їх витримували в розвантаженому стані про-

тягом деякого проміжку часу, а потім знову деформували.

На рисунку 1 показано залежність прикладеного зовнішнього напруження σ від величини відносного видовження ε зразка стопу у вихідному (крива 1) і повторно деформованому після розвантаження та витримки в атмосферних умовах (криві 2, 3) станах.

Як видно з цієї залежності, витримка в атмосферних умовах після попереднього навантаження в інтервалі мікропластичної деформації супроводжується істотним зниженням властивостей міцності стопу. Було виявлено також, що при цьому спостерігається добре виражений ефект непружної післядії, який проявляється в суттєвому непружному стисненні зразків. Величина залишкової деформації на початку кожного наступного навантаження, яка уможливорює оцінити деформацію непружної післядії, вказана в підписі до рис. 1.

На рисунку 2 показано залежність σ від ε , яка спостерігається під час подальших навантажень досліджуваного зразка стопу.

У процесі проведення експериментів було встановлено, що під час витримки упродовж 17 діб після розтягу згідно з кривою 3

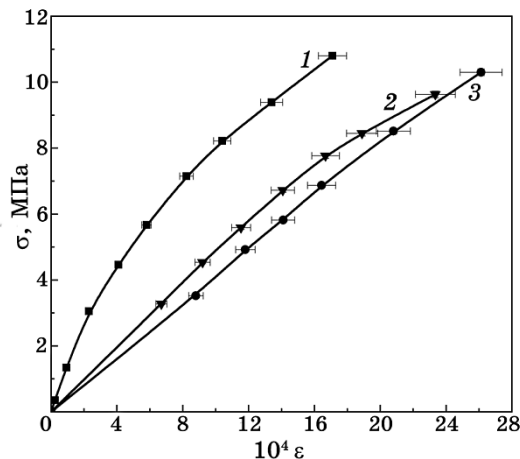


Рис. 1. Залежність прикладеного зовнішнього напруження σ від відносного видовження ε зразка стопу Bi-43% мас. Sn у вихідному (крива 1) і повторно деформованому після розвантаження та витримки в атмосферних умовах (криві 2, 3) станах. Тривалість витримки перед черговим навантаженням становить: 2-1 — 3 доби; 3-2 — 4 доби. Залишкова деформація складає $3,2 \cdot 10^{-4}$ і $5,8 \cdot 10^{-4}$ для кривих 2 і 3 відповідно.

Fig. 1. Dependence of the applied external stress σ on the relative elongation ε of the Bi-43% wt. Sn alloy in the initial (curve 1) and repeatedly deformed after unloading and aging in atmospheric conditions (curves 2, 3) states. The duration of exposure before the next loading is: 2-1 — 3 days; 3-2 — 4 days. Residual deformation is $3.2 \cdot 10^{-4}$ and $5.8 \cdot 10^{-4}$ for curves 2 and 3, respectively.

(рис. 2) розміри зразка зменшилися в порівнянні зі своїм початковим значенням. Це свідчить про його усадку, що вплинуло і на механічні властивості матеріялу: зразок зміцнився (див. криву 3 на рис. 1 і криву 4 на рис. 2). Деформування зразка через 50 хвилин після розвантаження знову виявляє зміцнення стопу (крива 5 на рис. 2). При подальших навантаженнях, які здійснювали через 53 доби і через 17 діб після чергової попередньої деформації, знову спостерігається пониження властивостей міцності матеріялу (криві 6, 7 на рис. 2).

Таким чином, у проведених експериментах виявлено, що повторювана мікропластична деформація зумовлює суттєве пониження характеристик міцності надпластичного евтектичного стопу Bi–43% мас. Sn, як це спостерігалось і у випадку стопу Sn–38% мас. Pb [1]. У цьому полягає відмінна риса впливу зовнішнього механічного напруження на механічні властивості надпластичності стопів у порівнянні зі звичайними металевими матеріялами. В останньому випадку при повторному навантаженні кристалічні матеріяли змі-

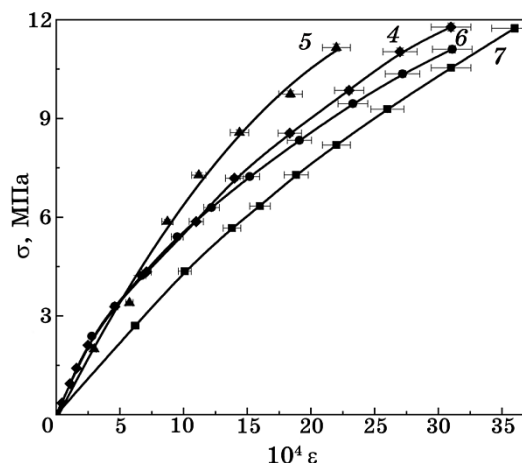


Рис. 2. Залежність прикладеного зовнішнього напруження σ від відносного видовження ε зразка стопу Bi–43% мас. Sn, повторно деформованого після розвантаження та витримки в атмосферних умовах (криві 4–7). Тривалість витримки перед черговим навантаженням становить: 5–4 — 50 хвилин, 6–5 — 53 доби, 7–6 — 17 діб. Залишкова деформація складає $5,3 \cdot 10^{-4}$; $19 \cdot 10^{-4}$; 0; $8,8 \cdot 10^{-4}$ для кривих 4–7 відповідно.

Fig. 2. Dependence of the applied external stress σ on the relative elongation ε of the Bi–43% wt. Sn alloy repeatedly deformed after unloading and aging in atmospheric conditions (curves 4–7). The duration of exposure before the next loading is 5–4 — 50 minutes; 6–5 — 53 days; 7–6 — 17 days. Residual deformation is $5.3 \cdot 10^{-4}$; $19 \cdot 10^{-4}$; 0; $8.8 \cdot 10^{-4}$ for curves 4–7, respectively.

цнюються, що є загальновідомим [8].

Досить наочним свідченням знеміцнюючого впливу попередньої мікропластичної деформації на досліджуваний стоп Bi–43% мас. Sn є дані про коефіцієнт деформаційного зміцнення, що спостерігається при повторних навантаженнях зразків. Ці дані наведено на рис. 3 і рис. 4.

При дослідженні стопу Sn–38% мас. Pb в [1] було встановлено, що ступінь знеміцнення матеріалу змінюється з кожним наступним навантаженням зразків. Він зменшується зі зростанням кількості деформаційних циклів і на певному етапі ефект знеміцнення практично перестає спостерігатися. Це було пояснено тим, що активна мікропластична деформація розтягу стимулює протікання у метастабільному стопі початкових стадій розпаду пересичених твердих розчинів, пов'язаних з формуванням зародків нових фаз. Інтенсивність таких процесів чутлива до ступеня нерівноважності стопу і є максимальною на початкових етапах деформування зразків. З цим висновком узгоджуються отримані в [3] дані про появу піків внутрішнього тертя у стопі Sn–38% мас. Pb на певному етапі деформаційного старіння, спричиненого циклічним навантаженням в інтервалі мікропластичності. У роботі [3] показано, що кінетика такого старіння цілком задовільно узгоджується з широко вживаним рівнянням Аврамі для випадку спадної швидкості зародження фаз. За кожного наступного навантаження відбувається

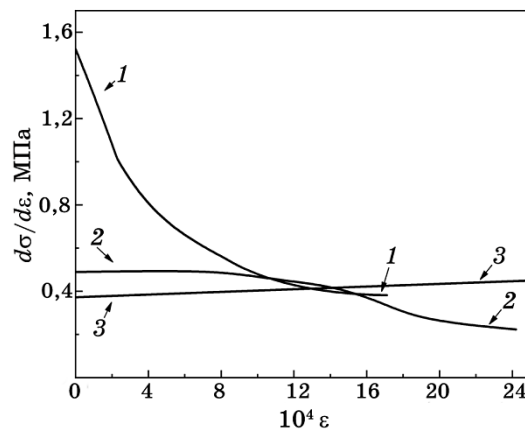


Рис. 3. Зміна коефіцієнта деформаційного зміцнення $d\sigma/d\varepsilon$ у залежності від величини відносного видовження ε зразка стопу Bi–43% мас. Sn. Криві 1–3 характеризують деформаційні криві 1–3, наведені на рис. 1.

Fig. 3. Change of the strain-hardening coefficient $d\sigma/d\varepsilon$ depending on the value of relative elongation ε of the Bi–43% wt. Sn alloy. Curves 1–3 characterize the deformation curves 1–3 shown in Fig. 1.

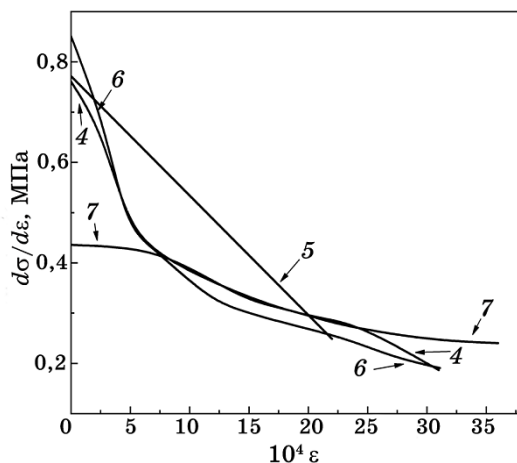


Рис. 4. Зміна коефіцієнта деформаційного зміцнення $d\sigma/d\varepsilon$ у залежності від величини відносного видовження ε зразка сплаву Bi–43% мас. Sn. Криві 4–7 характеризують деформаційні криві 4–7, наведені на рис. 2.

Fig. 4. Change of the strain-hardening coefficient $d\sigma/d\varepsilon$ depending on the value of relative elongation ε of the Bi–43% wt. Sn alloy. Curves 4–7 characterize the deformation curves 4–7 shown in Fig. 2.

зміна типу розпаду від контрольованої спадної швидкості зародження фаз до деякої мінімальної, пов'язаної з вичерпанням місць утворення зародків на межах зерен.

Беручи до уваги результати досліджень сплаву Sn–38% мас. Pb [1] та дані роботи [7] щодо вихідного фазового стану сплаву Bi–43% мас. Sn, можна стверджувати, що в обох випадках процеси, відповідальні за спостережуване знеміцнення матеріялу, ідентичні за своєю фізичною сутністю. В обох випадках вони пов'язані, зокрема, з протіканням початкових стадій розпаду пересичених твердих розчинів, стимульованих попередньою мікропластичною деформацією. Зростання характеристик міцності сплаву Bi–43% мас. Sn на певному етапі експериментів свідчить про періодичний характер цих процесів і узгоджується з виявленою авторами [9] періодичністю процесів утворення фаз і змін параметрів тонкої структури евтектичного сплаву Al–Si під час деформування в умовах надпластичності.

Зазначимо, що ефект надпластичності за своєю фізичною сутністю є ефектом аномального знеміцнення матеріялу в умовах дії зовнішнього механічного напруження. Природно вважати, що за відповідних температурно-швидкісних умов навантаження його контролюють ті ж самі процеси, що є відповідальними за пониження характеристик міцності досліджуваних авторами типових надпла-

стичних евтектичних стопів Bi–43% мас. Sn і Sn–38% мас. Pb.

Важливими, у зв'язку з презентованими у цій роботі результатами експериментальних досліджень, є питання, що стосуються ролі мікропластичної деформації в усуненні причин гальмування процесів переходу досліджуваного стопу до стану рівноваги. Стосовно стопу Sn–38% мас. Pb ці питання вже були детально обговорені в роботі [1]. Авторами показано, що йдеться, зокрема, про релаксацію внутрішніх фазових напружень під впливом зовнішнього механічного напруження розтягу. Виконанні теоретичні розрахунки свідчать, що внутрішні напруження у стопі Sn–38% мас. Pb спричинюються відмінністю об'ємного ефекту перетворення — розпаду пересичених розчинів на основі олова і на основі свинцю [10].

Досліджуваний швидко загартований стоп Bi–43% мас. Sn складається із двох дрібнозернистих фаз — твердого розчину бісмуту в олові, $\alpha(\text{Sn})$ -фази, і практично чистого бісмуту. Зерна кожної з фаз з'єднані у неперервний каркас, і зміна об'єму цих каркасів визначає об'ємні зміни всього зразка [11, 12]. Припустимо, що після загартування стопу твердий розчин на основі олова має концентрацію, відповідну евтектичній температурі. Концентрація такого розчину становить 21% мас. Bi згідно з [13]. За кімнатної температури рентгенівська густина розчину з концентрацією, що відповідає евтектичній температурі, становить $7,7719 \text{ г/см}^3$. Її було розраховано за даними роботи [14] про параметри кристалічної ґратки олова при $T = 25^\circ\text{C}$ та їхньої зміну при розчиненні бісмуту в $\alpha(\text{Sn})$ -фазі. Дані про розчинність компонентів у фазах були взяті з [13]. У зв'язку з малою розчинністю Sn у Bi у твердому стані, густину $\beta(\text{Bi})$ -фази — твердого розчину Стануму у бісмуті — можна вважати незмінною і рівною рентгенівській густині бісмуту — $9,807 \text{ г/см}^3$ [15].

За кімнатної температури $\alpha(\text{Sn})$ -фаза стає пересиченою і, за термодинамікою, має розпадатися на суміш твердого розчину бісмуту в олові з концентрацією 1,3% мас. Bi і практично чистого бісмуту. При цьому співвідношення структурних складових суміші, визначене за правилом важеля, становить відповідно 80,04:19,96. Оцінимо об'ємні зміни, які будуть відбуватися в матеріалів результаті переходу до стану, що відповідає рівновазі при кімнатній температурі. Така оцінка може бути виконана за даними про рентгенівську густину $\rho_{\text{рентг}}$ двофазної суміші, яка виникає в результаті розпаду вихідного розчину. Для цього скористаємося формулою:

$$\rho_{\text{рентг}} = \frac{100\rho^\alpha\rho^\beta}{x\rho^\alpha + (100 - x)\rho^\beta}.$$

тут x — відносна кількість $\beta(\text{Bi})$ -фази у суміші; ρ^α і ρ^β — рентгенівська густина $\alpha(\text{Sn})$ -фази і $\beta(\text{Bi})$ -фази.

Розрахунки показують, що величина $\rho_{\text{рентг}}$ дорівнює $7,7032 \text{ г/см}^3$. Таким чином, у процесі розпаду $\alpha(\text{Sn})$ -фази відбувається збільшен-

ня питомого об'єму матеріалу. Жорсткий каркас, утворений зернами $\beta(\text{Bi})$ -фази, безумовно спричиняє появу стискаючих напружень і, в результаті, гальмує здійснення цього перетворення. Мікропластична деформація розтягу полегшує протікання реакції. Вона забезпечує часткове зняття внутрішніх напружень і створює передумови для виникнення передвиділень, які поступово трансформуються у нові фази.

4. ВИСНОВКИ

1. Виконано механічні випробування надпластичного стопу $\text{Bi}-43\%$ мас. Sn в умовах активної деформації розтягу в інтервалі мікропластичності за кімнатної температури. Встановлено, що повторне навантаження і витримка в атмосферних умовах у розвантаженому стані супроводжуються суттєвим зниженням характеристик міцності стопу. Отримані результати добре узгоджуються з результатами раніше проведених аналогічних досліджень стопу $\text{Sn}-38\%$ мас. Pb і сумісно з ними виявляють відмінність впливу попередньої деформації на механічні властивості надпластичних евтектичних стопів у порівнянні з іншими металевими матеріалами.

2. Структурно-фазовий стан надпластичного евтектичного стопу $\text{Bi}-43\%$ мас. Sn характеризується наявністю внутрішніх напружень, величина яких перевищує межу текучості матеріалу за кімнатної температури. Про це свідчить значна непружна зворотна деформація, яка спостерігається після розвантаження деформованих в інтервалі мікропластичності зразків стопу.

3. Беручи до уваги результати досліджень стопу $\text{Sn}-38\%$ мас. Pb та отримані раніше експериментальні дані про нерівноважність вихідного фазового стану досліджуваного стопу $\text{Bi}-43\%$ мас. Sn , можна стверджувати, що його знеміцнення зумовлюється релаксацією внутрішніх напружень і перебігом розпаду $\alpha(\text{Sn})$ -фази (пересиченого твердого розчину бісмуту в олові) під впливом попередньої мікропластичної деформації розтягу.

4. Виконано теоретичні розрахунки, які показують, що розпад твердого розчину бісмуту в олові супроводжується зростанням питомого об'єму матеріалу. Наявний у структурі стопу жорсткий каркас зерен $\beta(\text{Bi})$ -фази спричиняє появу внутрішніх напружень, стискаючих $\alpha(\text{Sn})$ -фазу, і гальмує це перетворення. Мікропластична деформація розтягу забезпечує часткове зняття внутрішніх напружень і створює передумови для протікання початкових стадій розпаду вказаного твердого розчину.

5. Результати проведених експериментів важливі для глибшого розуміння природи процесів, які відбуваються в метастабільних стопах під впливом зовнішніх механічних напружень та деформаційного старіння, і механізмів впливу цих процесів на механічні, у то-

му числі надпластичні властивості стопів. Природно вважати, що ефект надпластичності, який виникає за певних температурно-швидкісних умов навантаження, контролюють ті ж самі процеси, що є відповідальними за пониження характеристик міцності досліджуваних авторами типових надпластичних евтектичних стопів Bi–43% мас. Sn і Sn–38% мас. Pb.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. Ф. Коршак, Р. І. Воронцова, Ю. І. Бойко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **43**, № 3: 339 (2021).
2. В. М. Аржавитин, В. Ф. Коршак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **23**, № 11: 1525 (2001).
3. В. М. Аржавитин, В. Ф. Коршак, А. Ф. Сиренко, *Физ. мет. металловед.*, **94**, № 3: 80 (2002).
4. В. М. Аржавитин, В. Ф. Коршак, *Физ. мет. металловед.*, **97**, № 1: 96 (2004).
5. В. Ф. Коршак, В. М. Аржавитин, А. Л. Самсоник, П. В. Матейченко, *Изв. РАН. Сер. физ.*, **69**, № 9: 1374 (2005).
6. В. Ф. Коршак, В. М. Аржавитин, *Физ. мет. металловед.*, **100**, № 4: 96 (2005).
7. В. Ф. Коршак, П. В. Матейченко, Ю. А. Шаповалов, *Физ. мет. металловед.*, **115**, № 12: 1318 (2014).
8. В. С. Золотаревский, *Механические свойства металлов* (Москва: Металлургия: 1983).
9. Н. А. Смоланов, Н. Е. Фомин, *3-я Всесоюзная научная конференция «Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа»* (Днепропетровск: 1986), с.190.
10. В. Ф. Коршак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 6: 839 (2017).
11. Ю. Н. Таран, И. С. Мирошниченко, *Рост и дефекты металлических кристаллов* (Киев: Наукова думка: 1972).
12. Р. И. Кузнецова, О. А. Кайбышев, *Докл. АН СССР*, **257**, № 4: 863 (1981).
13. М. Хансен, К. Андерко, *Структуры двойных сплавов* (Москва: Металлургиздат: 1962).
14. J. A. Lee and G. V. Raynor, *Proc. Phys. Soc. B*, **67**: 737 (1954).
15. Г. В. Самсонов, *Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства* (Москва: Металлургия: 1976).

REFERENCES

1. V. F. Korshak, R. I. Vorontsova, and Yu. I. Boyko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 3: 339 (2021) (in Ukrainian).
2. V. M. Arzhavitin and V. F. Korshak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **23**, No. 11: 1525 (2001) (in Russian).
3. V. M. Arzhavitin, V. F. Korshak, and A. F. Sirenko, *Fiz. Met. Metalloved.*, **94**, No. 3: 80 (2002) (in Russian).
4. V. M. Arzhavitin and V. F. Korshak, *Fiz. Met. Metalloved.*, **97**, No. 1: 96 (2004) (in Russian).

5. V. F. Korshak, V. M. Arzhavitin, A. L. Samsonik, and P. V. Mateychenko, *Izv. RAN. Ser. Fiz.*, **69**, No. 9: 1374 (2005) (in Russian).
6. V. F. Korshak and V. M. Arzhavitin, *Fiz. Met. Metalloved.*, **100**, No. 4: 96 (2005) (in Russian).
7. V. F. Korshak, P. V. Mateychenko, and Yu. A. Shapovalov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **115**, No. 12: 1318 (2014).
8. V. S. Zolotarevskiy, *Mekhanicheskie Svoystva Metallov* [Mechanical Properties of Metals] (Moskva: Metallurgiya: 1983) (in Russian).
9. N. A. Smolanov and N. E. Fomin, *3 Vsesoyuznaya Nauchnaya Konferentsiya 'Zakonomernosti Formirovaniya Struktury Splavov Evtecticheskogo Tipa'* (Dnepropetrovsk: 1986), p. 190.
10. V. F. Korshak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 6: 839 (2017).
11. Yu. N. Taran and I. S. Miroshnichenko, *Rost i Defekty Metallicheskih Kristallov* [Growth and Defects of Metal Crystals] (Kiev: Naukova Dumka: 1972) (in Russian).
12. R. I. Kuznetsova and O. A. Kaybyshev, *Dokl. AN SSSR*, **257**, No. 4: 863 (1981) (in Russian).
13. M. Khansen and K. Anderko, *Struktury Dvoynykh Splavov* [Structures of Binary Alloys] (Moskva: Metallurgizdat: 1962).
14. J. A. Lee and G. V. Raynor, *Proc. Phys. Soc. B*, **67**: 737 (1954).
15. G. V. Samsonov, *Svoystva Elementov. Ch. 1. Fizicheskie Svoystva* [Properties of elements. Ch. 1. Fizichesky properties] (Moskva: Metallurgiya: 1976).