

PACS numbers: 62.20.fg, 64.60.Ej, 64.60.My, 64.70.kd, 64.75.Nx, 81.30.Mh, 81.40.Ef

Фазовые напряжения как причина торможения распада метастабильного состояния в сверхпластичных эвтектических сплавах

В. Ф. Коршак

*Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина,
пл. Свободы, 4,
61022 Харьков, Украина*

В работе обсуждаются особенности фазового состояния литых двухфазных эвтектических сплавов, проявляющих эффект сверхпластичности. Впервые высказана физическая идея о том, что наличие второй фазы в структуре сплавов, полученных закалкой от высоких температур и содержащих пересыщенные твёрдые растворы, может быть причиной возникновения внутренних упругих напряжений, которые определяются физическими свойствами и распределением этой фазы и оказывают существенное влияние на кинетику распада таких растворов. Утверждается, что одной из причин возникновения внутренних напряжений в типичных сверхпластичных эвтектических сплавах может быть различие объёмного эффекта превращения — распада пересыщенного твёрдого раствора, протекающего при понижении температуры в каждой из фаз. На примере сплава Sn–38% вес. Pb показано, что указанные упругие напряжения могут быть причиной торможения распада метастабильного фазового состояния, формирующегося в условиях неравновесной кристаллизации и последующего быстрого охлаждения сплава, что наблюдается в эксперименте.

Ключевые слова: эвтектические сплавы, метастабильное фазовое состояние, распад пересыщенных твёрдых растворов, сверхпластичность, внут-

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

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

Please cite this article as: V. F. Korshak, Phase Stresses as the Cause of Inhibiting Action for the Decomposition of a Metastable State in Superplastic Eutectic Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 6: 839–854 (2017) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.39.06.0839.

рення напруження.

У роботі обговорюються особливості фазового стану вилитих двофазних евтектичних стопів, що виявляють ефект надпластичності. Вперше висловлено фізичну ідею про те, що наявність другої фази в структурі стопів, одержаних загартуванням від високих температур і таких, що містять пересичені тверді розчини, може бути причиною виникнення внутрішніх пружних напружень, які визначаються фізичними властивостями і розподілом цієї фази й істотно впливають на кінетику розпаду таких розчинів. Стверджується, що однією з причин виникнення внутрішніх напружень у типових надпластичних евтектичних стопах може бути різниця об'ємного ефекту перетворення — розпаду пересиченого твердого розчину, що перебігає при зниженні температури в кожній із фаз. На прикладі стопу Sn–38% мас. Pb показано, що зазначені пружні напруження можуть бути причиною гальмування розпаду метастабільного фазового стану, який формується в умовах нерівноважної кристалізації та наступного швидкого охолодження стопу, що спостерігається в експерименті.

Ключові слова: евтектичні стопи, метастабільний фазовий стан, розпад пересичених твердих розчинів, надпластичність, внутрішні напруження.

The peculiarities of the phase state of the molten two-phase eutectic alloys exhibiting a superplasticity effect are discussed in this paper. For the first time, the physical idea is expressed that the presence of the second phase in the structure of alloys obtained by quenching from high temperatures and containing the supersaturated solid solutions can be the cause of internal elastic stresses, which are determined by the physical properties and distribution of this phase and which have a significant effect on the kinetics of decomposition of such solutions. It is stated that one of the causes of internal stresses in the typical superplastic eutectic alloys can be the difference of volume effect of transformation, *i.e.* the decomposition of the supersaturated solid solution, which occurs upon the lowering of the temperature in each phase. Using the example of the Sn–38% wt. Pb alloy, it is shown that these elastic stresses can cause the decomposition deceleration of the metastable phase state formed under conditions of non-equilibrium crystallization and subsequent rapid cooling of the alloy, which is observed in the experiment.

Keywords: eutectic alloys, metastable phase state, decomposition of supersaturated solid solutions, superplasticity, internal stresses.

(Получено 19 апреля 2017 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

При исследованиях сверхпластичности в эвтектических сплавах установлено, что сверхпластические (СП) свойства проявляют только сплавы, полученные быстрой закалкой от высоких температур [1, 2]. Это связывают с мелкозернистостью закалённых сплавов.

Характерной особенностью двухфазных эвтектических СП сплавов является сильная температурная зависимость растворимости компонентов хотя бы в одной из фаз. В случае закалки переход таких сплавов в состояние равновесия при комнатной температуре реализуется путём распада пересыщенных твёрдых растворов.

Вопросам распада пересыщенных твёрдых растворов на смесь равновесных фаз посвящено огромное количество исследований. Результаты этих исследований отражены, в том числе, в известных монографиях [3–5]. Тем не менее, анализ имеющейся литературы показывает, что круг рассматриваемых вопросов традиционно ограничен процессами распада пересыщенных твёрдых растворов, созданных быстрым охлаждением (закалкой) от температур, при которых устойчивым является однофазное состояние.

Важным направлением исследований по данной проблеме является изучение напряжённого состояния материала, связанного с образованием внутри исходной фазы (матрицы) кристаллов новой фазы. Внутренние напряжения в этом случае определяются изменением объёма и формы областей исходной фазы в результате фазового превращения и взаимного приспособления фаз, различием атомных объёмов компонентов сплава, характером сопряжения фаз на границе раздела кристалла новой фазы и матрицы, формой кристалла образующейся фазы и пр. [3–9].

Естественно ожидать, что наличие второй фазы, её химический состав и распределение в структуре сплава, содержащего пересыщенный твёрдый раствор, также являются факторами, которые могут быть причиной возникновения внутренних напряжений, влияющих, в том числе, и на протекание распада. К сожалению, данные на этот счёт в литературе, насколько известно, практически отсутствуют. Такой вывод подтверждают и авторы недавно опубликованной работы [10].

В типичных сверхпластичных эвтектических сплавах, к которым относится и исследуемый в данной работе сплав Sn–38% вес. Pb, одной из причин возникновения внутренних упругих напряжений может быть различие объёмного эффекта превращения — распада пересыщенного твёрдого раствора, протекающего при понижении температуры в каждой из фаз. Это может быть обусловлено существенным различием крутизны температурной зависимости предельной растворимости компонентов в фазах, характерным для таких сплавов.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Быстро закалённые двухкомпонентные эвтектические сплавы, обнаруживающие способность к СП течению, обычно представляют собою мелкозернистую двухфазную смесь [11]. Наличие в их струк-

туре контактов зёрен одной и той же фазы приводит к соединению этих зёрен в непрерывный каркас, и изменение объёма этого каркаса влечёт за собой изменение объёма всего образца в целом [12].

На рисунке 1 приведены фотографии поверхностей образцов исследуемого в настоящей работе сплава Sn–38% вес. Pb, иллюстрирующие указанную особенность его внутреннего строения. Снимки отражают структуру сплава в двух взаимно перпендикулярных плоскостях и наглядно демонстрируют наличие непрерывного каркаса зёрен β (Sn)-фазы (рис. 1, *a*) и зёрен α (Pb)-фазы (рис. 1, *б*).

Известно, что процессы, происходящие при взаимной диффузии в таких «замкнутых» системах, сопровождаются целым рядом эффектов, обусловленных геометрией образца. Эти процессы неоднократно исследованы и описаны в литературе [12–15]. Применительно к сверхпластичности результаты этих исследований важны для понимания структурного состояния, формирующегося при нагреве исходно равновесных сплавов до температуры проявления эффекта и отжига при этой температуре. Между тем, указанная особенность строения сплава может вносить специфику и в процессы, ответственные за переход закалённых от высоких температур образцов в состояние равновесия при более низких температурах.

В ранее проведённых исследованиях [16–20] показано, что фазовое состояние литых СП эвтектических сплавов Sn–38% вес. Pb и Bi–43% вес. Sn, полученных при больших скоростях охлаждения жидкого расплава и проявляющих эффект сверхпластичности уже

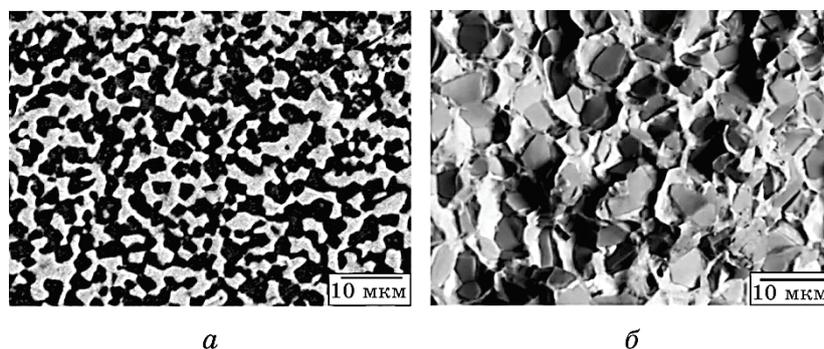


Рис. 1. Микроструктура внутренних поверхностей литого слитка сплава Sn–38% вес. Pb: *a* — поверхность разреза, *б* — низкотемпературный излом. Растровая электронная микроскопия. Композиционный контраст: светлые области — α (Pb)-фаза, тёмные — β (Sn)-фаза.

Fig. 1. Microstructure of the inner surfaces of the molten ingot of Sn–38% wt. Pb alloy: *a*—cut surface, *б*—low-temperature fracture. Scanning electron microscopy. Compositional contrast: light areas correspond to α (Pb)-phase, dark areas represent β (Sn)-phase.

при комнатной температуре, является метастабильным. Об этом свидетельствуют объёмные доли фаз, не соответствующие долям, которые определяются диаграммой фазового равновесия систем. В частности установлено, что фазовое состояние СП эвтектического сплава Sn–38% вес. Pb характеризуется избытком α (Pb)-фазы по сравнению с её долей, отвечающей равновесию не только при комнатной, но и при эвтектической температуре. Это может быть объяснено возникновением квазиэвтектики в условиях неравновесной кристаллизации [21–24]. Установлено также, что, несмотря на то, что комнатная температура является достаточно высокой гомологической температурой для структурных составляющих сплава, его фазовое состояние изменяется весьма незначительным образом в процессе достаточно продолжительной выдержки при этой температуре [25, 26].

Выполним оценки объёмных изменений, которыми сопровождается распад пересыщенных твёрдых растворов в сплаве при его охлаждении.

Предположим, что фазовое состояние сплава в закристаллизовавшемся слитке соответствует эвтектической температуре. В этом случае сплав представляет собой смесь двух фаз — твёрдых растворов на основе свинца (α (Pb)-фаза) и твёрдого раствора на основе олова (β (Sn)-фаза). Концентрации растворов равны 19% вес. Sn и 2,5% вес. Pb, соответственно [27]. При комнатной температуре оба этих раствора являются пересыщенными, и каждому из них надлежит распадаться на твёрдые растворы на основе свинца и на основе олова той концентрации, которую определяет диаграмма фазового равновесия. Оценим объёмные изменения, которые произойдут в каждом из указанных пересыщенных твёрдых растворов в результате перехода к состоянию, отвечающему равновесию при комнатной температуре. Такие оценки могут быть выполнены на основе данных о рентгеновской плотности $\rho_{\text{рентг}}$ и относительных долях фаз.

Данные о $\rho_{\text{рентг}}$ могут быть получены путём расчёта по формуле

$$\rho_{\text{рентг}} = \frac{100\rho^{\alpha}\rho^{\beta}}{x\rho^{\alpha} + (100 - x)\rho^{\beta}}. \quad (1)$$

Здесь x — весовая концентрация фазы β в сплаве, которая может быть рассчитана по правилу рычага, ρ^{α} и ρ^{β} — рентгеновские плотности фаз α и β , определяемые из выражения

$$\rho^i = \frac{n(C_A^i A_A + C_B^i A_B) m_0}{V_e^i}, \quad (2)$$

где $i = \alpha, \beta$, C_A^i , C_B^i — атомные концентрации компонентов A и B (со-

ответственно Sn и Pb) в фазах α и β , A_A и A_B — атомные веса компонентов, n — число атомов в элементарной ячейке, V_e^i — объём элементарной ячейки, $m_0 = 1,65976 \cdot 10^{-24}$ г — атомная единица массы.

Определим с помощью формулы (2) рентгеновскую плотность α (Pb)- и β (Sn)-фаз в состоянии пересыщенных твёрдых растворов, концентрация которых равна максимальной растворимости в них соответствующих компонентов, и рентгеновскую плотность фаз, являющихся продуктом распада этих растворов, при комнатной температуре. Для этого воспользуемся литературными данными об изменении параметров решётки при легировании свинца оловом [28] и олова свинцом [29].

Согласно данным [28], растворение 1 ат.% олова приводит к уменьшению параметра a кристаллической решётки свинца на $\cong 0,00139$ Å. Согласно [29], растворение 1 ат.% свинца увеличивает параметр a кристаллической решётки олова на $0,004368$ Å, а параметр c — на $0,001717$ Å. При значениях параметров кристаллических решёток чистого свинца $a = 4,9496$ Å и чистого олова $a = 5,8316$ Å, $c = 3,1813$ Å, которыми пользуются авторы [28, 29], и с которыми практически совпадают параметры решёток металлов, используемых в наших экспериментах, это приводит к значениям параметров кристаллических решёток твёрдых растворов, представленным в табл. 1. Все значения периодов решёток приведены к одной и той же температуре — $22,5^\circ\text{C}$. При этом использованы значения линейных коэффициентов теплового расширения компонентов, равные $29,3 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$ для свинца и $16,7 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$ и $34,6 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$ для олова вдоль осей a и c соответственно [30].

Как видно из представленных в табл. 1 данных, рентгеновская

ТАБЛИЦА 1. Данные о периодах кристаллических решёток и рентгеновских плотностях фаз в сплаве Sn–38% вес. Pb при разных значениях растворимости компонентов в фазах (см. текст).

TABLE 1. Periods of crystal lattices and the x-ray densities of phases for the Sn–38% wt. Pb alloy for different solubilities of the components in phases (see text).

$T, ^\circ\text{C}$	Концентрация элементов, % (вес./ат.)				Периоды решёток, Å			Плотности фаз, г/см 3	
	α (Pb)-фаза		β (Sn)-фаза		α (Pb)-фаза	β (Sn)-фаза		α (Pb)-фаза	β (Sn)-фаза
	Pb	Sn	Pb	Sn	a_α	a_β	c_β	ρ_α	ρ_β
22,5	98,1	1,9	0,35	99,65	4,9450	5,8325	3,1816	11,2153	7,2914
	96,7	3,3	0,20	99,80					
183	81	19	2,5	97,5	4,9093	5,8378	3,1837	10,1855	7,3411
	71	29	1,45	98,55					

плотность $\alpha(\text{Pb})$ -фазы, соответствующая максимальной растворимости в ней олова (19% вес.), при комнатной температуре составляет 10,1855 г/см³. Рентгеновская плотность пересыщенного твёрдого раствора Pb в Sn с концентрацией 2,5% вес. Pb при комнатной температуре равна 7,3411 г/см³.

В соответствии с диаграммой фазового равновесия, при этой температуре оба раствора распадаются на смесь двух фаз — $\alpha(\text{Pb})$ -фазу с концентрацией олова в ней 1,9% вес. и $\beta(\text{Sn})$ -фазу с концентрацией свинца 0,35% вес. (см. табл. 1). Рентгеновская плотность этих фаз составляет 11,2153 г/см³ для $\alpha(\text{Pb})$ -фазы и 7,2914 г/см³ для $\beta(\text{Sn})$ -фазы. Определим с помощью правила рычага весовые доли этих фаз и с помощью формулы (1) рассчитаем рентгеновскую плотность смеси двух фаз, являющихся продуктом распада каждой из фаз. Результаты расчётов представлены в табл. 2.

Проведённые расчёты показывают, что распад пересыщенного твёрдого раствора на основе свинца сопровождается относительным увеличением плотности материала, или равным ему относительным уменьшением удельного объёма материала, составляющим приблизительно 0,7%. Распад пересыщенного твёрдого раствора на основе олова сопровождается уменьшением удельного объёма материала, которое составляет лишь около 0,1%.

Поскольку объёмный эффект превращения — распада пересыщенного твёрдого раствора — в $\alpha(\text{Pb})$ -фазе почти на порядок больше, чем в $\beta(\text{Sn})$ -фазе, то $\alpha(\text{Pb})$ -фаза на определённом этапе начнёт сжимать $\beta(\text{Sn})$ -фазу. Разница относительного изменения объёма, составляющая около $6 \cdot 10^{-3}$, может привести к возникновению внутренних упругих напряжений достаточно высокого уровня. Возрастающие по мере осуществления превращения внутренние

ТАБЛИЦА 2. Данные об изменении рентгеновской плотности материала в результате распада пересыщенных $\alpha(\text{Pb})$ - и $\beta(\text{Sn})$ -твёрдых растворов в сплаве Sn–38% вес. Pb.

TABLE 2. Change of the x-ray density of the material as a result of the decomposition of supersaturated $\alpha(\text{Pb})$ - and $\beta(\text{Sn})$ -solid solutions in the Sn–38% wt. Pb alloy.

Пересыщенный твёрдый раствор	Весовая доля фаз после распада пересыщенного твёрдого раствора		Плотность пересыщенного твёрдого раствора	Плотность смеси фаз после распада пересыщенного твёрдого раствора	Относительное изменение удельного объёма материала
	$\alpha(\text{Pb})$	$\beta(\text{Sn})$			
$\alpha(\text{Pb})_{\text{эвт}}$	0,8251	0,1749	10,1855	10,2505	0,0064
$\beta(\text{Sn})_{\text{эвт}}$	0,0220	0,9780	7,3411	7,3480	0,0009

напряжения уменьшают термодинамический стимул превращения $\Delta G = -\Delta G_{об} + \Delta G_{пов} + \Delta G_{упр}$ и тем самым вызывают замедление распада метастабильных твёрдых растворов, образовавшихся в условиях неравновесной кристаллизации и последующего быстрого охлаждения сплава.

Следует отметить, что фиксируемое в эксперименте отличие исходного фазового состояния сплава от состояния, соответствующего равновесному фазовому состоянию при эвтектической температуре, может привести к возрастанию уровня внутренних напряжений.

Естественно предполагать, что при приложении внешнего растягивающего напряжения тормозящее действие внутренних сжимающих напряжений ослабевает, и процессы распада пересыщенных твёрдых растворов активизируются.

Известно [5, 31, 32], что на ранней стадии распада пересыщенных твёрдых растворов (стадии предвыделения) в исходной структуре возникают концентрационные неоднородности типа: зон Гинье–Престона, дисперсных выделений когерентных или полукogerентных промежуточных фаз, областей с ближним порядком или ближним расслоением. Наличие таких неоднородностей рентгенографически проявляется в возникновении диффузного фона, угловая зависимость которого определяется видом неоднородностей [31, 33–35].

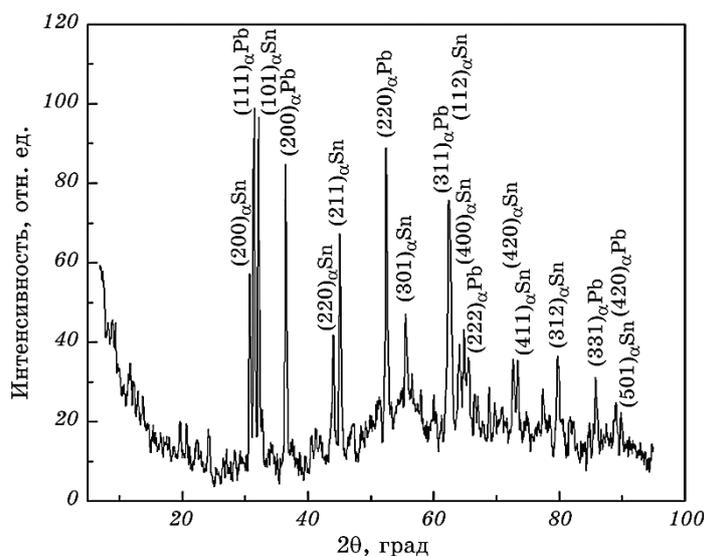


Рис. 2. Диффрактограмма образца сплава Sn–38% вес. Pb, деформированного в условиях сверхпластичности; $\sigma = 7,5$ МПа, $T \cong 293$ К, $\varepsilon_{лок} \cong 400\%$.

Fig. 2. Diffractogram of a sample of Sn–38% wt. Pb alloy deformed under superplasticity conditions; $\sigma = 7.5$ MPa, $T \cong 293$ K, $\varepsilon_{loc} \cong 400\%$.

На рисунках 2 и 3 представлены рентгенограммы, полученные от участков рабочей части деформированного в условиях сверхпластичности образца сплава Sn–38% вес. Pb при разной величине относительного удлинения $\varepsilon_{\text{лок}}$. Как видно, на этих дифрактограммах обнаруживаются ярко выраженные эффекты диффузного рассеяния рентгеновского излучения, характерными особенностями которых являются следующие. В области малых углов $2\theta \leq 25^\circ$ наблюдается увеличение интенсивности диффузного фона $I_{\text{диф}}$ при уменьшении угла θ . Под большими углами наблюдаются максимумы диффузного рассеяния, которые практически совпадают по положению с брэгговскими структурными максимумами.

Сравнение этих данных с результатами расчёта интенсивности диффузного рассеяния $I_{\text{диф}}$ для сплавов с хаотическим размещением атомов разного сорта, при наличии ближнего порядка или ближнего расслоения, выполненного в [35], позволяет сделать вывод о том, что распад пересыщенных твёрдых растворов в исследуемом сплаве Sn–38% вес. Pb в условиях сверхпластического течения начинается с образования областей ближнего расслоения, которые в дальнейшем трансформируются в выделения стабильных фаз. При этом возрастание интенсивности диффузного рассеяния рентгеновского излучения в процессе накопления относительного удлинения образца свидетельствует, с одной стороны, о стимулирующем влия-

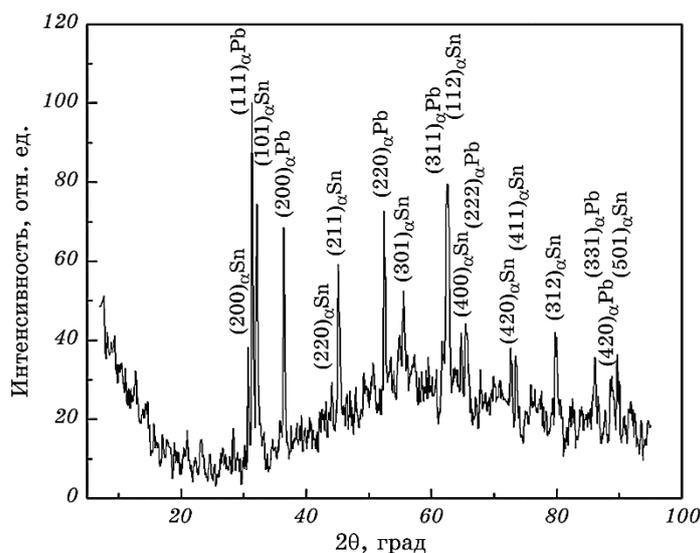


Рис. 3. Дифрактограмма образца сплава Sn–38% вес. Pb, деформированного в условиях сверхпластичности; $\sigma = 7,5$ МПа, $T \cong 293$ К, $\varepsilon_{\text{лок}} \cong 800\%$.

Fig. 3. Diffractogram of a sample of Sn–38% вес. Pb deformed under superplasticity conditions; $\sigma = 7.5$ МПа, $T \cong 293$ К, $\varepsilon_{\text{лок}} \cong 800\%$.

нии сверхпластической деформации на распад пересыщенных твёрдых растворов, и о достаточно медленном развитии этого процесса, с другой стороны.

Корректность выполненных оценок подтверждают и данные недавних исследований, выполненных в [36]. В этой работе показано, что старение литых образцов сплава Sn–38% вес. Pb в течение достаточно продолжительного времени сопровождается изменением их линейных размеров (рис. 4). Полученные в [36] экспериментальные данные обнаруживают две особенности этих напряжений. Во-первых, их величина, как минимум, превосходит предел текучести материала при комнатной температуре. Напряжения достаточны для того, чтобы вызвать пластическую деформацию образцов. Во-вторых, несмотря на относительно высокую температуру, при которой выдерживается сплав, релаксация внутренних напряжений протекает очень медленно. Они сохраняются в материале в течение достаточно продолжительного времени.

Внутренние упругие напряжения, как известно, оказывают существенное влияние на механические свойства материала. Результаты изучения эффекта сверхпластичности в эвтектических сплавах, представленные в ранее опубликованных работах [16–20, 25, 26, 37], совместно с результатами настоящего исследования, позво-

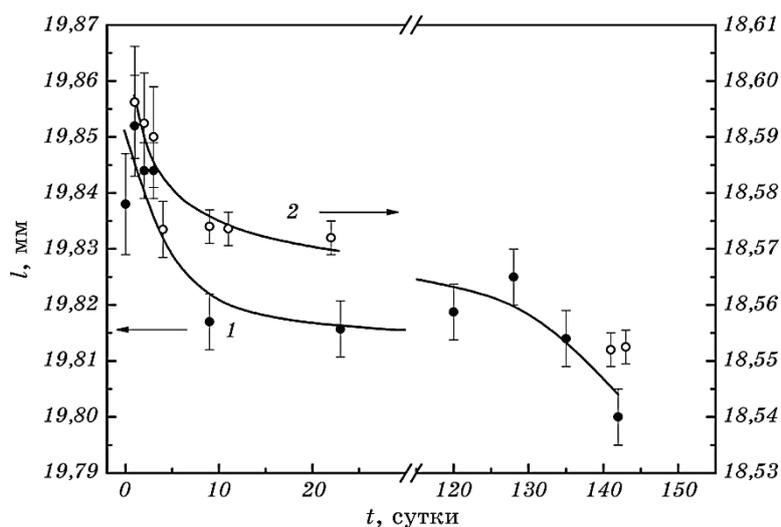


Рис. 4. Изменение длины l продольных меток на поверхности литых слитков сплава Sn–38% вес. Pb в процессе выдержки продолжительностью t при комнатной температуре.

Fig. 4. Change in the length l of longitudinal marks on the surface of molten ingots of Sn–38% wt. Pb alloy in the process of exposure for a period of time t at room temperature.

ляют высказать утверждение о том, что такие напряжения являются также и одним из факторов, определяющих как возникновение структурного состояния, обеспечивающего проявление данного эффекта, так и механизмы массопереноса, которые при этом реализуются.

К возникновению внутренних напряжений, в общем случае, могут приводить различия в изменении удельного объёма, либо неодинаковая пластическая деформация в разных областях материала [38]. Удельный объём меняется при термическом сжатии и расширении, кристаллизации расплава, фазовых превращениях в твёрдом состоянии и пр. В многокомпонентных системах внутренние напряжения могут возникать в процессе диффузионной гомогенизации этих систем [13, 14]. Релаксация внутренних напряжений при действии внешней растягивающей нагрузки может приводить к заметному повышению плотности дислокаций в связи с активацией дополнительных дислокационных источников Франка–Рида. В свою очередь, это может обусловить активизацию диффузионных процессов в материале. Внутренние напряжения могут активизировать зернограничное проскальзывание, которое активно проявляется в условиях сверхпластичности. С наличием в материале внутренних напряжений высокого уровня в настоящее время исследователи связывают сверхпластичность в особых внешних условиях. Она проявляется во время деформации металлов, характеризующихся большой анизотропией коэффициента термического расширения при циклических изменениях температуры, при деформировании в условиях циклических изменений температуры вблизи температуры аллотропического превращения, при облучении некоторых материалов нейтронами [2]. Применительно же к структурной сверхпластичности, к которой относят и сверхпластичность, наблюдающуюся в эвтектических сплавах, вопрос о роли внутренних напряжений в её возникновении до сих пор остаётся вне поля зрения исследователей. Тем не менее, этот аспект проблемы, по мнению автора, требует тщательного изучения.

Наконец, необходимо отметить, что распад пересыщенного твёрдого раствора является одним из фазовых превращений в сплавах, на использовании которых основываются современные наиболее эффективные и распространённые методы получения материалов с особенными и практически важными свойствами — механическими, электрическими, магнитными, тепловыми и др. [39]. Большое число используемых в настоящее время материалов представляет собою именно неравновесные гетерофазные структуры, образующиеся в процессе распада и старения пересыщенных твёрдых растворов. В связи с этим изложенные в настоящей работе соображения имеют отношение не только к проблеме сверхпластичности, но и к проблеме механических свойств многокомпонентных материа-

лов вообще, и могут представлять интерес для развития теории фазовых превращений.

3. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Наличие второй фазы в структуре двухфазных сплавов, содержащих пересыщенные твёрдые растворы, может оказывать существенное влияние на кинетику распада этих растворов в связи с возможным возникновением внутренних упругих напряжений, определяющихся физическими свойствами и распределением второй фазы. Между тем, влияние второй фазы на кинетику распада пересыщенных твёрдых растворов остаётся практически неизученным.

Одной из причин возникновения внутренних упругих напряжений в быстро охлаждённых типичных сверхпластичных эвтектических сплавах, характерной особенностью которых является существенное различие крутизны температурных зависимостей предельной растворимости компонентов в фазах, может быть различие объёмного эффекта превращения, — распада пересыщенных твёрдых растворов, — в разных фазах, протекающего при понижении температуры сплава.

Выполнены расчёты объёмного эффекта превращения — распада пересыщенного твёрдого раствора в $\alpha(\text{Pb})$ - и в $\beta(\text{Sn})$ -фазах сверхпластичного сплава Sn–38% вес. Pb при переходе от фазового состояния, соответствующего максимальной растворимости компонентов в фазах, к равновесному при комнатной температуре фазовому состоянию. Показано, что указанный объёмный эффект в $\alpha(\text{Pb})$ -фазе почти на порядок больше, чем в $\beta(\text{Sn})$ -фазе. Это может приводить к возникновению на определённом этапе превращения внутренних напряжений и торможению распада пересыщенного твёрдого раствора на основе свинца, что наблюдается в эксперименте.

Предположение о наличии в исследуемом сплаве указанных фазовых напряжений подтверждают полученные данные об изменении линейных размеров образцов сплава в процессе продолжительного естественного старения. Эти данные свидетельствуют о том, что внутренние упругие напряжения превосходят предел текучести и сохраняются в материале в течение продолжительной выдержки при комнатной температуре.

Сверхпластическая деформация исследуемого метастабильного эвтектического сплава Sn–38% вес. Pb является фактором, стимулирующим распад пересыщенных твёрдых растворов на основе его компонентов. Это подтверждают данные об угловой зависимости интенсивности диффузного рассеяния рентгеновского излучения деформированными образцами и увеличение диффузного фона по мере накопления относительного удлинения.

Автор выражает благодарность профессору А. Ф. Сиренко за проявленный интерес к работе, обсуждение результатов и полезные советы.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. А. А. Пресняков, Р. К. Аубакирова, *Сверхпластичность металлических материалов* (Алма-Ата: Наука: 1982).
2. М. В. Грабский, *Структурная сверхпластичность металлов* (Москва: Металлургия: 1975).
3. Н. Н. Буйнов, Р. Р. Захарова, *Распад металлических пересыщенных твёрдых растворов* (Москва: Металлургия: 1964).
4. Л. Н. Ларииков, О. А. Шматко, *Ячеистый распад пересыщенных твёрдых растворов* (Киев: Наукова думка: 1976).
5. К. В. Чуистов, *Старение металлических сплавов* (Киев: Наукова думка: 1985).
6. А. Л. Ройтбурд, *Проблемы металловедения и физики металлов*, **36**: 235 (1964).
7. В. В. Кондратьев, Р. Р. Романова, Ю. М. Устюгов, В. Г. Пушкин, *Физика металлов и металловедение*, **54**, № 1: 33 (1982).
8. В. В. Кондратьев, Ю. М. Устюгов, *Физика металлов и металловедение*, **69/70**, № 9: 43 (1990).
9. Ю. М. Устюгов, В. В. Кондратьев, *Физика металлов и металловедение*, **93**, № 2: 38 (2002).
10. В. Е. Семененко, А. А. Касилов, Т. А. Коваленко, *Вісник Харківського національного університету імені В. Н. Каразіна. Серія: фізична «Ядра, частинки, поля»*, **991**, вип. 1 (53): 90 (2012).
11. Ю. Н. Таран, Ю. С. Мирошниченко, *Рост и дефекты металлических кристаллов* (Киев: Наукова думка: 1972), с. 339.
12. Р. И. Кузнецова, О. А. Кайбышев, *Доклады АН СССР*, **257**, № 4: 863 (1981).
13. Я. Е. Гегузин, *Диффузионная зона* (Москва: Наука: 1979).
14. Л. Н. Парицкая, *Структурно-чувствительные эффекты в диффузионной зоне* (Дис. ... д-ра физ.-мат. наук) (Харьков: 1985).
15. Б. Я. Пинес, Я. Е. Гегузин, *Журнал технической физики*, **23**: 1559 (1953).
16. В. Ф. Коршак, В. М. Артавитин, А. Л. Самсоник, П. В. Матейченко, *Известия РАН. Серия физическая*, **69**, № 9: 1374 (2005).
17. В. Ф. Коршак, А. П. Крышталь, П. В. Матейченко, А. Ф. Сиренко, *Известия РАН. Серия физическая*, **71**, № 12: 1723 (2007).
18. В. Ф. Коршак, Р. А. Чушкина, Ю. А. Шаповалов, П. В. Матейченко, *Физика металлов и металловедение*, **112**, № 1: 75 (2011).
19. В. Ф. Коршак, Ю. А. Шаповалов, А. Л. Самсоник, П. В. Матейченко, *Физика металлов и металловедение*, **113**, № 2: 201 (2012).
20. В. Ф. Коршак, П. В. Матейченко, Ю. А. Шаповалов, *Физика металлов и металловедение*, **115**, № 12: 1318 (2014).
21. А. И. Сомов, М. А. Тихоновский, *Эвтектические композиции* (Москва: Металлургия: 1975).
22. И. С. Мирошниченко, *Закалка из жидкого состояния* (Москва: Металлургия: 1982).

23. О. Ю. Береза, *Фізичні основи парного росту фаз сплавів за нерівноважних перетворень* (Дис. ... д-ра фіз.-мат. наук) (Дніпропетровськ: 2007).
24. В. Е. Гладков, В. М. Березин, Н. Б. Жеханова, *Вестник Челябинского государственного университета. Физика*, № 31 (285), вып. 15: 34 (2012).
25. В. Ф. Коршак, Ю. А. Шаповалов, П. В. Матейченко, И. А. Данилина, *Металлофиз. новейшие технол.*, **30**, № 3: 385 (2008).
26. В. Ф. Коршак, Ю. А. Шаповалов, *Физика металлов и металловедение*, **107**, № 4: 422 (2009).
27. М. Хансен, К. Андерко, *Структуры двойных сплавов* (Ред. И. И. Новиков, И. Л. Рогельберг) (Москва: Металлургиздат: 1962), т. II (пер. с англ.).
28. C. Tyzack and G. V. Raynor, *Acta Crystal.*, **7**, Nos. 6–7: 505 (1954).
29. J. A. Lee and G. V. Raynor, *Proc. Phys. Soc. B*, **67**, No. 10: 737 (1954).
30. А. Е. Вол, *Строение и свойства двойных металлических систем* (Москва: Физматгиз: 1959).
31. М. А. Кривоглаз, *Диффузное рассеяние рентгеновских лучей и нейтронов на флуктуационных неоднородностях в неидеальных кристаллах* (Киев: Наукова думка: 1984).
32. Дж. Кристиан, *Теория превращений в металлах и сплавах* (Москва: Мир: 1978) (пер. с англ.).
33. В. И. Иверонова, Г. П. Ревкевич, *Теория рассеяния рентгеновских лучей* (Москва: Изд-во Моск. ун-та: 1978).
34. А. Гинье, *Рентгенография кристаллов* (Москва: Физматгиз: 1961) (пер. с франц.).
35. Б. Е. Уоррен, Б. Л. Авербах, *Современные физические методы исследований в металловедении* (Москва: ГОНТИ: 1958), с. 109 (пер. с англ.).
36. В. Ф. Коршак, Ю. А. Шаповалов, Н. Н. Васеленко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 12: 1633 (2015).
37. В. Ф. Коршак, Ю. А. Шаповалов, О. Примака, А. П. Крышталь, Р. Л. Василенко, *Физика металлов и металловедение*, **116**, № 8: 874 (2015).
38. И. И. Новиков, *Теория термической обработки металлов* (Москва: Металлургия: 1978).
39. З. З. Зиман, А. Ф. Сіренко, *Основи фізичного матеріалознавства: Навчальний посібник* (Харків: ХНУ ім. В. Н. Каразіна: 2005).

REFERENCES

1. А. А. Presnyakov and R. K. Aubakirova, *Sverkhplastichnost' Metallicheskih Materialov* [Superplasticity of Metallic Materials] (Alma-Ata: Nauka: 1982) (in Russian).
2. М. V. Grabskiy, *Strukturnaya Sverkhplastichnost' Metallov* [Structural Superplasticity of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1975) (in Russian).
3. N. N. Buynov and R. R. Zakharova, *Raspad Metallicheskih Peresyshchennykh Tverdykh Rastvorov* [Decomposition of Supersaturated Metallic Solid Solutions] (Moscow: Metallurgiya: 1964) (in Russian).
4. L. N. Larikov and O. A. Shmatko, *Yacheistyiy Raspad Peresyshchennykh Tverdykh Rastvorov* [Cellular Precipitation of Supersaturated Solid Solutions] (Kiev: Naukova Dumka: 1976) (in Russian).
5. K. V. Chuistov, *Starenie Metallicheskih Splavov* [Ageing of Metallic Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1985) (in Russian).

6. A. L. Roytburd, *Problemy Metallovedeniya i Fiziki Metallov*, **36**: 235 (1964) (in Russian).
7. V. V. Kondrat'ev, R. R. Romanova, Yu. M. Ustyugov, and V. G. Pushin, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **54**, No. 1: 33 (1982) (in Russian).
8. V. V. Kondrat'ev and Yu. M. Ustyugov, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **69/70**, No. 9: 43 (1990) (in Russian).
9. Yu. M. Ustyugov and V. V. Kondrat'ev, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **93**, No. 2: 38 (2002) (in Russian).
10. V. E. Semenenko, A. A. Kasilov, and T. A. Kovalenko, *Journal of Kharkiv National University. Physical Series 'Nuclei, Particles, Fields'*, **991**, Iss. 1 (53): 90 (2012) (in Russian).
11. Yu. N. Taran and Yu. S. Miroschnichenko, *Rost i Defekty Metallicheskih Kristallov* [Growth and Defects of Metallic Crystals] (Kiev: Naukova Dumka: 1972), p. 339 (in Russian).
12. R. I. Kuznetsova and O. A. Kaybyshev, *Doklady AN SSSR*, **257**, No. 4: 863 (1981) (in Russian).
13. Ya. E. Geguzin, *Diffuzionnaya Zona* [Diffusion Zone] (Moscow: Nauka: 1979) (in Russian).
14. L. N. Paritskaya, *Strukturno-Chuvstvitel'nye Effekty v Diffuzionnoy Zone* [Structure-Sensitive Effects in the Diffusion Zone] (Thesis of Dissert. ... for the Degree of Dr. Phys.-Math. Sci.) (Kharkov: 1985) (in Russian).
15. B. Ya. Pines and Ya. E. Geguzin, *Zhurnal Tekhnicheskoy Fiziki*, **23**: 1559 (1953) (in Russian).
16. V. F. Korshak, V. M. Artavitin, A. L. Samsonik, and P. V. Mateychenko, *Izvestiya RAN. Seriya Fizicheskaya*, **69**, No. 9: 1374 (2005) (in Russian).
17. V. F. Korshak, A. P. Kryshchal', P. V. Mateychenko, and A. F. Sirenko, *Izvestiya RAN. Seriya Fizicheskaya*, **71**, No. 12: 1723 (2007) (in Russian).
18. V. F. Korshak, R. A. Chushkina, Yu. A. Shapovalov, and P. V. Mateychenko, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **112**, No. 1: 75 (2011) (in Russian).
19. V. F. Korshak, Yu. A. Shapovalov, A. L. Samsonik, and P. V. Mateychenko, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **113**, No. 2: 201 (2012) (in Russian).
20. V. F. Korshak, P. V. Mateychenko, and Yu. A. Shapovalov, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **115**, No. 12: 1318 (2014) (in Russian).
21. A. I. Somov and M. A. Tikhonovskiy, *Eutekticheskie Kompozitsii* [Eutectic Compositions] (Moscow: Metallurgiya: 1975) (in Russian).
22. I. S. Miroschnichenko, *Zakalka iz Zhidkogo Sostoyaniya* [Quenching from Liquid State] (Moscow: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
23. O. Yu. Bereza, *Fizichni Osnovy Parnogo Rostu Faz Splaviv za Nerivnovazhnykh Peretvoren'* [Physical Basis of Pair Growth of Phases of Alloys at Nonequilibrium Transformations] (Thesis of Dissert. ... for the Degree of Dr. Phys.-Math. Sci.) (Dnipropetrovsk: 2007) (in Ukrainian).
24. V. E. Gladkov, V. M. Berezin, and N. B. Zhekhanova, *Vestnik Chelyabinskogo Gosudarstvennogo Universiteta. Fizika*, No. 31 (285), Iss. 15: 34 (2012) (in Russian).
25. V. F. Korshak, Yu. O. Shapovalov, P. V. Mateychenko, and I. A. Danilina, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **30**, No. 3: 385 (2008) (in Russian).
26. V. F. Korshak and Yu. A. Shapovalov, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **107**, No. 4: 422 (2009) (in Russian).
27. M. Hansen and K. Anderko, *Struktury Dvoynnykh Splavov* [Structure of

- Binary Alloys] (Eds. I. I. Novikov and I. L. Rogel'berg) (Moscow: Metallurgizdat: 1962), vol. II (Russian translation).
28. C. Tyzack and G. V. Raynor, *Acta Crystal.*, **7**, Nos. 6–7: 505 (1954).
 29. J. A. Lee and G. V. Raynor, *Proc. Phys. Soc. B*, **67**, No. 10: 737 (1954).
 30. A. E. Vol, *Stroenie i Svoystva Dvoynnykh Metallicheskiykh Sistem* [Structure and Properties of Binary Metal Systems] (Moscow: Fizmatgiz: 1959) (in Russian).
 31. M. A. Krivoglaz, *Diffuznoe Rasseyanie Rentgenovskikh luchey i Neytronov na Fluktuatsionnykh Neodnorodnostyakh v Neideal'nykh Kristalakh* [Diffuse Scattering of X-Rays and Neutrons at Fluctuation Inhomogeneities in Non-Ideal Crystals] (Kiev: Naukova Dumka: 1984) (in Russian).
 32. J. W. Christian, *Teoriya Prevrashcheniy v Metalakh i Splavakh* [The Theory of Transformations in Metals and Alloys] (Moscow: Mir: 1978) (Russian translation).
 33. V. I. Iveronova and G. P. Revkevich, *Teoriya Rasseyaniya Rentgenovskikh Luchey* [The Theory of X-Rays Scattering] (Moscow: Moscow State University: 1978) (in Russian).
 34. A. Guinier, *Rentgenografiya Kristallov* [Crystal Radiography] (Moscow: Fizmatgiz: 1961) (Russian translation).
 35. B. E. Warren and B. L. Averbach, *Sovremennyye Fizicheskie Metody Issledovaniy v Metallovedenii* [Modern Research Techniques in Physical Metallurgy] (Moscow: GONTI: 1958), p. 109 (Russian translation).
 36. V. F. Korshak, Yu. A. Shapovalov, and N. N. Vaselenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 12: 1633 (2015) (in Russian).
 37. V. F. Korshak, Yu. A. Shapovalov, O. Primak, A. P. Kryshstal', and R. L. Vasilenko, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **116**, No. 8: 874 (2015) (in Russian).
 38. I. I. Novikov, *Teoriya Termicheskoy Obrabotki Metallov* [The Theory of Heat Treatment of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1978) (in Russian).
 39. Z. Z. Zyman and A. F. Sirenko, *Osnovy Fizichnogo Materialoznavstva: Navchal'nyy Posibnyk* [Fundamentals of Physical Materials Science: Tutorial] (Kharkiv: V. N. Karazin KhNU: 2005) (in Ukrainian).