

ВЛИЯНИЕ ПЕРЕГРЕВА РАСПЛАВА НА ЛИТУЮ СТРУКТУРУ СПЛАВОВ Al–Sn

© 2021 г. О.А. Чикова^{1,2}, В.В. Вьюхин¹, В.С. Цепелев¹

¹Уральский федеральный университет (УрФУ)
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

²Уральский государственный педагогический университет (УрГПУ), г. Екатеринбург, Россия

Статья поступила в редакцию 22.04.20 г., доработана 17.11.20 г., подписана в печать 23.11.20 г.

Аннотация: Изучено влияние обработки перегревом расплава (Melt Superheating Treatment – MST) для сплавов системы Al–Sn. Чтобы определить оптимальную температуру перегрева, были измерены температурные зависимости кинематической вязкости, удельного электросопротивления, плотности и поверхностного натяжения расплавов Al–Sn с содержанием олова 10, 20, 30, 40 и 50 мас.%. По результатам измерения для каждого образца сплава Al–Sn определено значение температуры t^* , при нагреве до которой происходят разрушение микронеоднородного состояния и структурный переход гетерогенная жидкость → гомогенная жидкость. Перегрев расплава (MST) приводит к уменьшению вязкости расплава. Установлено, что температура t^* повышается с ростом концентрации олова в расплаве Al–Sn. Увеличение содержания олова в расплаве Al–Sn также приводит к снижению абсолютных значений кинематической вязкости и поверхностного натяжения, в то время как удельное электросопротивление и плотность повышаются. Таким образом, был определен режим обработки расплава перегревом для сплавов Al–Sn. Исследовано влияние MST расплава Al–50мас.%Sn на микроструктуру и механические свойства слитка с целью определения структурной чувствительности к степени перегрева расплавов и поиска новой стратегии улучшения формообразующей способности двухфазной структуры сплавов Al–Sn. Полученные результаты показали, что методы определения удельного сопротивления и вязкости более чувствительны и эффективны для оценки температуры перегрева расплава (режима MST). Выявлено, что требуемая модифицированная структура слитка Al–Sn может быть сформирована под обычные условия литья, процесс MST может способствовать формированию модифицированной структуры слитка за счет увеличения времени затвердевания и уменьшения средней скорости затвердевания за счет снижения вязкости расплава после перегрева.

Ключевые слова: расплавы Al–Sn, микрогетерогенность, Melt Superheating Treatment (MST), удельное сопротивление, вязкость, плотность, поверхностное натяжение, кристаллизация.

Чикова О.А. — докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры физики Института фундаментального образования УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19); гл. науч. сотрудник НОЦ инновационной деятельности УрГПУ (620091, г. Екатеринбург, пр. Космонавтов, 26). E-mail: O.A.Chikova@urfu.ru; chik63@mail.ru.

Вьюхин В.В. — ст. науч. сотрудник Исследовательского центра физики металлических жидкостей УрФУ. E-mail: v.v.vyukhin@urfu.ru, vv2010-ek@yandex.ru.

Цепелев В.С. — докт. техн. наук, проф., директор Исследовательского центра физики металлических жидкостей УрФУ. E-mail: v.s.tsepelev@urfu.ru.

Для цитирования: Чикова О.А., Вьюхин В.В., Цепелев В.С. Влияние перегрева расплава на литую структуру сплавов Al–Sn. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2021. Т. 27. № 2. С. 40–48.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-2-40-48.

Influence of melt superheating treatment on cast structure of Al–Sn alloys

O.A. Chikova^{1,2}, V.V. Vyukhin¹, V.S. Tsepelev¹

¹ Ural Federal University (UrFU), Ekaterinburg, Russia

² Ural State Pedagogical University, Ekaterinburg, Russia

Received 22.04.2020, revised 17.11.2020, accepted for publication 23.11.2020

Abstract: The study covers the effect of Melt Superheating Treatment (MST) for Al–Sn alloys. To determine the optimal superheating temperature, the authors measured the temperature dependences of the kinematic viscosity, electrical resistivity, density and surface tension of Al–Sn melts with tin contents of 10, 20, 30, 40, and 50 wt.%. According to the measurement results, the temperature t^* was determined for

each Al–Sn alloy sample. Heating to this temperature breaks down the micro-inhomogeneous state and leads to the heterogeneous liquid – homogeneous liquid structural transition. Melt superheating (MST) results in a decrease in melt viscosity. It was found that the temperature t^* rises with increasing tin concentration in the Al–Sn melt. An increase in the tin content in the Al–Sn melt also leads to a decrease in the absolute values of kinematic viscosity and surface tension, while the electrical resistivity and density increase accordingly. Thus, the Melt Superheating Treatment (MST) mode for Al–Sn alloys was determined. The effect of MST of Al–50wt.%Sn melt on the microstructure and mechanical properties of the ingot was studied in order to determine the structural sensitivity to the degree of melt overheating, and to find a new strategy to improve the shaping ability of the Al–Sn alloy two-phase structure. The results demonstrated that the method of resistivity and viscosity determination are more sensitive and effective for melt superheating temperature (MST mode) evaluation. In addition, the desired modified Al–Sn ingot structure can be formed under normal casting conditions; MST can contribute to the modified ingot structure formation by increasing the solidification time and decreasing the average solidification rate by reducing melt viscosity after superheating.

Keywords: Al–Sn melts, microheterogeneity, Melt Superheating Treatment (MST), resistivity, viscosity, density, surface tension, crystallization.

Chikova O.A. – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor of the Department of physics, Institute of fundamental education, Ural Federal University (UrFU) (620002, Russia, Ekaterinburg, Mira str., 19); Chief researcher of the REC of Innovation Activity of Ural State Pedagogical University (620091, Russia, Ekaterinburg, Kosmonavtov ave., 26).
E-mail: chik63@mail.ru; O.A.Chikova@urfu.ru.

Vyukhin V.V. – Senior researcher of the Research center for the physics of metallic liquids, UrFU.
E-mail: v.v.vyukhin@urfu.ru; vvv2010-ek@yandex.ru.

Tsepelev V.S. – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Research center for the physics of metallic liquids, UrFU. E-mail: v.s.tsepelev@urfu.ru.

For citation: Chikova O.A., Vyukhin V.V., Tsepelev V.S. Influence of melt superheating treatment on cast structure of Al–Sn alloys. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2021. Vol. 27. No. 2. P. 40–48 (In Russ.).
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-2-40-48.

Введение

В практике производства для модифицирования структуры и повышения механических характеристик слитка используется перегрев расплава (Melt Superheating Treatment — MST) [1], заключающийся в его высокотемпературной обработке с последующим быстрым охлаждением до температуры заливки и выдержкой в течение короткого времени перед заливкой. Применение MST приводит к модифицированию микроструктуры сплавов без добавления элементов-модификаторов: первичная фаза и эвтектическая структура значительно уменьшаются в размерах. Установлено, что микроструктура слитка зависит от температуры перегрева и скорости охлаждения при затвердевании. Результаты опытов и наблюдений показывают, что перегрев расплава способствует увеличению времени затвердевания, уменьшению средней скорости затвердевания и вязкости расплава.

Тем не менее точный механизм MST до сих пор не совсем понят, и есть расхождения в предложенных объяснениях [2–9]. Одно из наиболее распространенных объяснений влияния MST на литую структуру сплавов — структурный переход в жидких металлических сплавах «гетерогенная жидкость — гомогенная жидкость» при нагреве до определенной температуры [10–13]. Разрушение микрогетерогенной структуры расплава и перевод его в однородное на атомном уровне состояние при последующем охлаждении и кристаллизации даже со скоростями по-

рядка 1–10 °C/с приводят к увеличению переохлаждения на фронте кристаллизации и, как следствие, формированию структуры, подобной модифицированной, что, в свою очередь, способствует повышению уровня механических свойств слитка.

Под микрогетерогенным состоянием расплава понимается наличие в нем дисперсных частиц, обогащенных одним из компонентов, которые взвешены в окружающей среде иного состава и отделены от нее четкой межфазной поверхностью. Температуру, при нагреве до которой микрогетерогенность разрушается и расплав переходит в гомогенное на атомном уровне состояние, определяют по точке ветвления температурных зависимостей структурно-чувствительных характеристик расплава (вязкости, плотности, электросопротивления и т.д.) и из дифракционных данных [14].

Сплавы Al–Sn известны своими антифрикционными свойствами, их применяют в качестве материала для подшипников и опор скольжения. Благодаря высокой коррозионной стойкости, дешевизне и малому удельному весу эти материалы могут применяться взамен бронз и даже баббитов. Наиболее распространен алюминий-оловянный сплав, содержащий 20 %¹ олова и 1 % меди, кото-

¹ Здесь и далее имеются в виду мас.%, если не указано иное.

рый используется в биметаллических подшипниках скольжения. Разработаны Al—Sn-сплавы с содержанием олова на уровне 30 % [15]. Основное направление совершенствования технологии алюминиевых антифрикционных сплавов с мягкой структурной составляющей на основе олова — варьирование легирующих добавок (медь, кремний, магний) [16, 17].

В этой связи актуально изучение возможности MST для алюминиево-оловянных сплавов, тем более уже есть положительный опыт применения MST в литейном производстве сплава Al—50%Sn, который востребован в качестве лигатуры при производстве титановых сплавов. Ее использование предполагает прокатку с водяным охлаждением, что часто сопровождается отбраковкой металла из-за расслоения по границам раздела фаз.

Ранее установлено [18], что разрушение микрогетерогенного состояния расплава Al—50%Sn (т.е. применение MST) при последующих охлаждении и кристаллизации приводит к улучшению обрабатываемости слитка давлением и исключает расслоение металла при прокатке. Было предположено, что причиной расслоения лигатуры Al—50%Sn при прокатке является дополнительное давление, обусловленное различием значений модуля Юнга α -раствора и эвтектики. Расчет показал [19], что дополнительное давление для сплава, полученного с переводом расплава в однородное структурное состояние, в 9 раз меньше, чем для сплава, приготовленного традиционным способом.

Сравнительный кристаллографический анализ кристаллического строения глобулярных включений α -Al в образцах методом дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD) выявил [20], что разрушение микрогетерогенности при последующих охлаждении и кристаллизации металла приводит к изменению кристаллической структуры α -раствора, что влияет на его упругие свойства, прежде всего на величину модуля Юнга. Изменение модуля Юнга α -раствора не связано с варьированием элементного состава, а обусловлено изменением кристаллического строения: гомогенизированный в жидком состоянии образец характеризуется более высокой степенью однородности деформации; для него практически все границы малоугловые; текстурированность материала выше [20].

Цель настоящей работы — выявление закономерностей и природы влияния перегрева расплава (MST) на условия кристаллизации расплавов Al—Sn.

Методика и материалы

Образцы сплавов Al—Sn с содержанием олова 10, 20, 30, 40 и 50 % синтезировали в лабораторных условиях в инертной атмосфере. Сплавление исходных материалов — алюминия марки А999 (~99,9 %Al) и олова ОВЧ000 (~99,9 %Sn) — проводили в печи Таммана при температуре 1000 °С.

Кинематическую вязкость (ν) жидких сплавов Al—Sn измеряли методом крутильных колебаний тигля с расплавом [21–23]. Опыты проводили в атмосфере высокочистого гелия под давлением 10^5 Па. При проведении измерений фиксацию параметров колебаний осуществляли оптическим способом с помощью автоматической системы фоторегистрации. Методика измерений и оригинальная экспериментальная установка описаны в работе [23]. Систематическая погрешность измерения ν составляла 3 %, а случайная погрешность, определяющая разброс точек в ходе одного опыта, при доверительной вероятности $p = 0,95$ не превышала 1,5 %.

Удельное электросопротивление (ρ) жидких сплавов Al—Sn оценивали по углу закручивания контейнера с исследуемым образцом, подвешенного на упругой нити, под действием вращающего магнитного поля [24]. Рабочую камеру предварительно вакуумировали до 0,001 Па, затем запускали гелий до давления $\sim 10^5$ Па. Измерения ρ проводили на оригинальной установке, описанной в работе [24]. При этом систематическая погрешность составляла 3 %, а случайная погрешность, определяющая разброс точек в ходе одного опыта, при доверительной вероятности $p = 0,95$ не превышала 1,5 %.

Плотность и поверхностное натяжение жидких сплавов Al—Sn определяли методом сидящей капли. Этот способ, а также установка для его реализации описаны в работах [25, 26]. Опыты проводили в атмосфере высокочистого гелия под давлением 10^5 Па. Профиль исследуемой капли снимали цифровой фотокамерой с копированием изображения на компьютер. Геометрические размеры профиля капли определяли с помощью программы анализа изображений SIAMS 700 с точностью 0,3–0,6 град. Признаки испарения расплава и уменьшения объема капли не наблюдались. Погрешность оценки значений плотности и поверхностного натяжения не превышала 7 %, а случайная погрешность, определяющая разброс точек в ходе одного опыта, при $p = 0,95$ не превышала 1,5 %.

Результаты исследования и их анализ

Результаты измерения кинематической вязкости расплавов Al—Sn с содержанием олова 10, 20, 30, 40 и 50 % [27] представлены на рис. 1, а. Обнаружено расхождение температурных зависимостей вязкости расплава Al—Sn, отвечающих режимам нагрева и последующего охлаждения образца, в интервале температур от 660 °С до $t_{\text{вязк}}^*$ (табл. 1),

при нагреве до которой происходят разрушение микронеровного состояния и структурный переход в жидких сплавах Al—Sn «гетерогенная жидкость — гомогенная жидкость» [27]. Перегрев расплава (MST) выше $t_{\text{вязк}}^*$ при последующем охлаждении и кристаллизации даже со скоростью 1–10 °С/с приводит к формированию модифицированной структуры слитка и повышению уровня его механических свойств, что ранее было показано для сплава Al—50%Sn [19, 20]. Перегрев распла-

Таблица 1. Перегрев (MST) расплавов Al—Sn и изменение их вязкости и электросопротивления

Table 1. Melt Superheating Treatment (MST) of Al—Sn melts and changes in their viscosity and electrical resistivity

Расплав	$t_{\text{вязк}}^*$, °С	$\nu_{\text{охл}}/\nu_{\text{нагр}}$ (700 °С)	$t_{\text{сопр}}^*$, °С	$\rho_{\text{нагр}}/\rho_{\text{охл}}$ (850 °С)
Al—10%Sn	800	4,1/5,2	900	1,4/1,6
Al—20%Sn	950	3,8/4,8	950	1,6/1,8
Al—30%Sn	900	3,3/4,0	1050	1,7/1,9
Al—40%Sn	1000	2,7/3,3	1100	1,7/1,9
Al—50%Sn	950	2,0/2,9	—	2,5/2,5

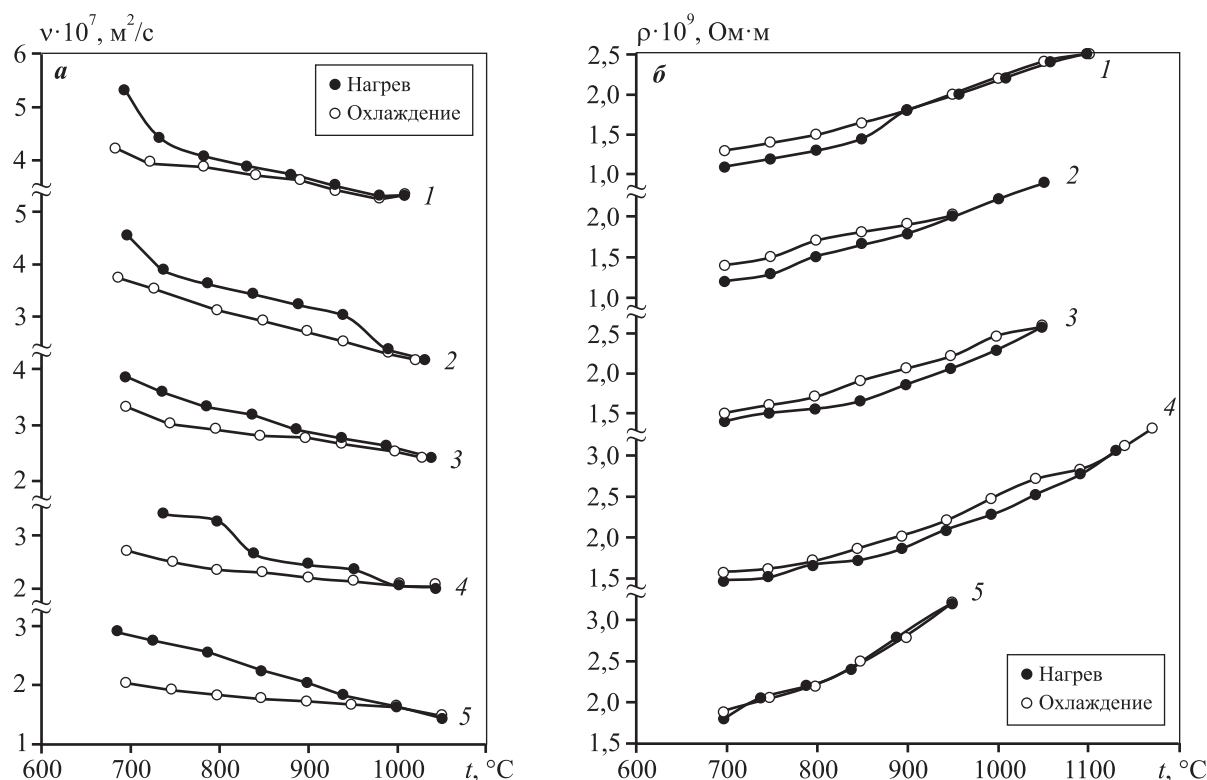


Рис. 1. Температурные зависимости кинематической вязкости (а) и удельного электросопротивления (б) расплавов Al—Sn, содержащих 10 % Sn (1), 20 % Sn (2), 30 % Sn (3), 40 % Sn (4) и 50 % Sn (5)

Fig. 1. Temperature dependences of kinematic viscosity (a) and electrical resistivity (b) of Al—Sn melts containing 10 % Sn (1), 20 % Sn (2), 30 % Sn (3), 40 % Sn (4) and 50 % Sn (5)

ва (MST) также способствует уменьшению вязкости расплава (см. рис. 1, а, табл. 1), что было отмечено авторами [1].

По результатам резистометрического исследования (см. рис. 1, б, табл. 1) обнаружено расхождение температурных зависимостей удельного электросопротивления расплавов Al–Sn, отвечающих режимам нагрева и охлаждения (гистерезис), для всех исследованных образцов, кроме Al–50%Sn. Но для последнего при нагреве до 880 °С зафиксировано увеличение температурного коэффициента электросопротивления расплава ($d\rho/dt$) в 2 раза. Авторами [1] также было отмечено, что MST способствует увеличению электросопротивления расплава (см. рис. 1, б, табл. 1). Результаты [1] показывают, что метод удельного сопротивления является более чувствительным, интуитивным и эффективным способом для исследования разделения «жидкость — жидкость». Обнаружено, что разрушение микрогетерогенности проявляется изменением характера температурной зависимости удельного электросопротивления расплава: величина $d\rho/dt$ уменьшается вплоть до

смены знака. Результаты измерения абсолютных значений удельного электросопротивления согласуются с литературными данными для расплава Al–10%Sn [28].

Результаты измерения температурной зависимости поверхностного натяжения (σ) и плотности (γ) расплавов Al–Sn в режиме охлаждения представлены на рис. 2 и в табл. 2. Абсолютные их значения согласуются с литературными данными [29]. Олово обладает значительной поверхностной активностью в жидком алюминии, которая с ростом температуры понижается. Высокая поверхностная активность олова в жидком алюминии связана с тенденцией к расслоению в системе Al–Sn, о чем свидетельствует наличие точки перегиба линии ликвидуса диаграммы состояния этой системы [30]. Увеличение содержания олова в сплаве Al–Sn уменьшает поверхностное натяжение и температурные коэффициенты поверхностного натяжения ($d\sigma/dt$) и плотности ($d\gamma/dt$), а также увеличивает плотность (см. табл. 2).

Результаты сравнительного металлографического исследования слитков Al–50%Sn представле-

Таблица 2. Перегрев (MST) расплавов Al–Sn и изменение их плотности и поверхностного натяжения

Table 2. Melt Superheating Treatment (MST) of Al–Sn melts and changes in their density and surface tension

Расплав	$d\sigma/dt$, Н/(м·град)	σ , Н/м (700 °С)	$d\gamma/dt$, кг/(м ³ ·град)	$\gamma \cdot 10^3$, кг/м ³ (700 °С)
Al–10%Sn	–0,000039	0,709	–0,0005	2,71
Al–20%Sn	–0,000060	0,681	–0,0004	3,00
Al–30%Sn	–0,000045	0,660	–0,0003	3,18
Al–40%Sn	–0,000042	0,645	–0,0003	4,05
Al–50%Sn	–0,000041	0,628	–0,0003	4,62

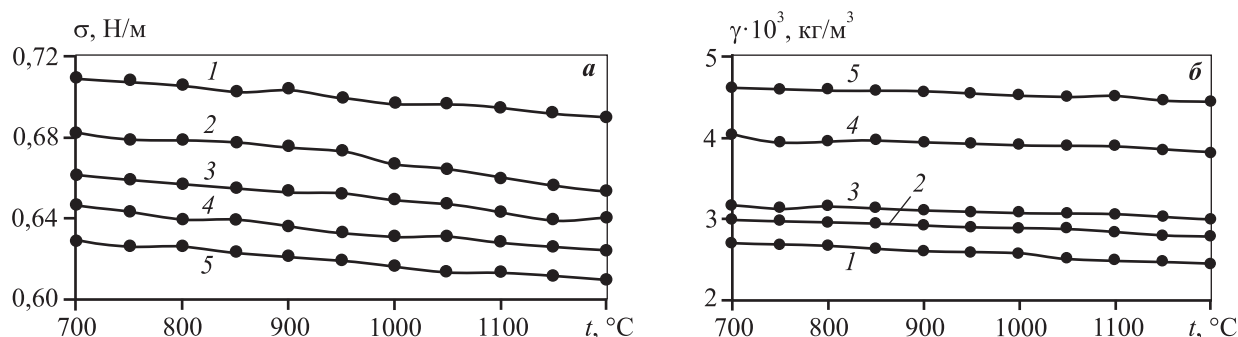
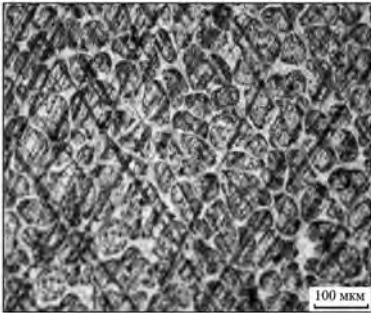
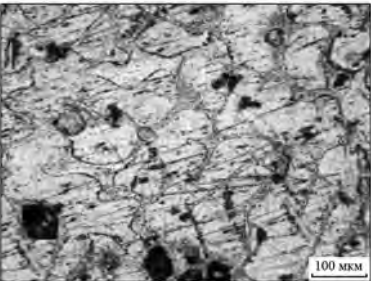
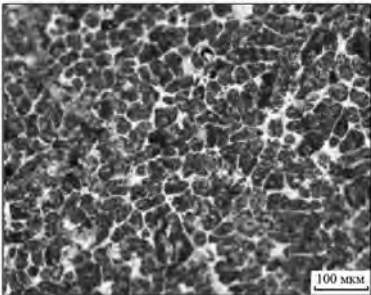
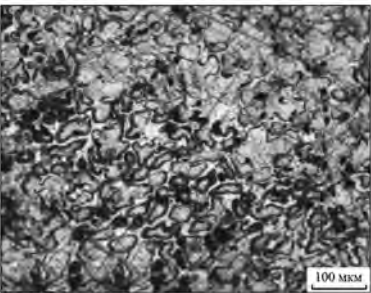


Рис. 2. Температурные зависимости поверхностного натяжения (а) и плотности (б) расплавов Al–Sn, содержащих 10 % Sn (1), 20 % Sn (2), 30 % Sn (3), 40 % Sn (4) и 50 % Sn (5)

Fig. 2. Temperature dependences of surface tension (a) and density (b) of Al–Sn melts containing 10 % Sn (1), 20 % Sn (2), 30 % Sn (3), 40 % Sn (4) and 50 % Sn (5)

Таблица 3. Микроструктура, модуль Юнга и твердость фаз сплава Al–50%Sn [19]

Table 3. Microstructure, Young's modulus and hardness of Al–50%Sn melt phases [19]

Перегрев (MST)	Микроструктура	α -Раствор		Эвтектика	
		E , ГПа	H , ГПа	E , ГПа	H , ГПа
$t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ $v_{\text{охл}} = 0,2\text{ }^{\circ}\text{C/c}$		$68,88 \pm 5,10$	$0,73 \pm 0,07$	$97,93 \pm 4,93$	$0,51 \pm 0,06$
$t = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ $v_{\text{охл}} = 0,2\text{ }^{\circ}\text{C/c}$		$49,24 \pm 3,01$	$0,62 \pm 0,03$	$55,37 \pm 1,81$	$0,52 \pm 0,04$
$t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ $v_{\text{охл}} = 4\text{ }^{\circ}\text{C/c}$		$68,89 \pm 1,10$	$0,66 \pm 0,02$	$100,73 \pm 4,19$	$0,56 \pm 0,01$
$t = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ $v_{\text{охл}} = 4\text{ }^{\circ}\text{C/c}$		$36,56 \pm 0,47$	$0,69 \pm 0,03$	$45,22 \pm 1,61$	$0,65 \pm 0,02$

ны в табл. 3 [19]. Система Al–Sn имеет диаграмму состояния эвтектического типа, а сплавы Al–Sn характеризуются тенденцией к расслоению на 2 фазы — твердый раствор олова в алюминии (α -раствор) и эвтектика.

Эвтектика кристаллизуется при $t = 228,3\text{ }^{\circ}\text{C}$ и содержания Sn 97,8 ат.% [30]. Микроструктура сплава Al–50%Sn в литом состоянии представляет собой глобулярные области α -раствора, окруженные прослойками эвтектики (см. табл. 3).

Результаты измерения модуля Юнга (E) и твердости (H) фаз (α -раствора и эвтектики) сплава Al—50%Sn методом наноиндентирования [19] также представлены в табл. 3. Обнаружено, что перевод расплава в однородное структурное состояние путем нагрева до 1150 °С при последующем охлаждении и кристаллизации со скоростью 0,2 °С/с оказывает существенное влияние на величину E как твердого раствора Sn в Al, так и эвтектики. Величина модуля Юнга α -раствора уменьшилась на 30 %, эвтектики — на 44 %, т.е. значения E обеих фаз отличаются между собой уже не на 42 %, а на 12 %. При этом твердость α -раствора снизилась на 13 %, а эвтектики практически не изменилась.

Изменение значений E и H фазовых составляющих слитка не связано с варьированием элементного состава, а обусловлено изменением кристаллического строения: гомогенизированный в жидком состоянии образец характеризуется более высокой степенью однородности деформации, для него практически все границы малоугловые, текстурированность материала выше [20]. Необходимо отметить, что для сплава Al—50%Sn, нагретого в жидком состоянии до 1150 °С, при кристаллизации характерно формирование более крупных дендритов α -раствора.

Увеличение скорости охлаждения металла при кристаллизации на порядок практически не повлияло на величины модуля Юнга и твердости фаз, хотя существенно изменило микроструктуру сплава: характерный размер дендритов α -раствора уменьшился примерно вдвое при неизменной объемной доле, структура стала более дисперсной.

Совмещение перевода расплава в однородное структурное состояние путем нагрева до 1150 °С и повышенной скорости охлаждения при кристаллизации усилило отмеченный выше эффект уменьшения значения модуля Юнга для обеих фаз на фоне незначительного увеличения твердости. Величина E α -раствора снизилась на 48 %, эвтектики — на 53 %. Характерный размер дендритов α -раствора при повышении температуры нагрева жидкого металла до 1150 °С практически не изменился [19, 20].

Заключение

Изучены температурные зависимости кинематической вязкости, удельного электросопротивления, плотности и поверхностного натяжения расплавов Al—Sn с содержанием олова 10, 20, 30, 40 и 50 %.

По результатам измерения для каждого образца сплава Al—Sn определено значение температуры $t_{\text{вязк}}^*$, при нагреве до которой происходят разрушение микронеоднородного состояния и структурный переход «гетерогенная жидкость — гомогенная жидкость». Таким образом, режим обработки перегревом расплава (Melt Superheating Treatment — MST) для сплавов Al—Sn был определен. Показано, что MST приводит к уменьшению вязкости расплава. Установлена корреляционная зависимость между повышением температуры $t_{\text{вязк}}^*$ и ростом концентрации олова в расплаве Al—Sn, который также приводит к снижению абсолютных значений кинематической вязкости и поверхностного натяжения, в то время как удельное электросопротивление и плотность повышаются.

Перегрев расплава выше $t_{\text{вязк}}^*$ при последующем охлаждении и кристаллизации даже со скоростью 1—10 °С/с приводит к изменению модуля Юнга и твердости в субмикрообъемах фазовых составляющих слитка — твердого раствора Sn в Al и эвтектики. Это обусловлено изменением кристаллического строения: гомогенизированный в жидком состоянии образец характеризуется более высокой степенью однородности деформации, для него практически все границы малоугловые, текстурированность материала выше.

Таким образом, полученные результаты для слитков Al—50%Sn, закристаллизованных с перегревом расплава и без него, показывают механизм действия технологии MST.

Литература/References

1. Jia P., Zhang J.Y., Geng H.R., Yang Z.X., Teng X.Y., Zhao D.G., Wan Y., Zuo M., Sun N.Q. Effect of melt superheating treatment on solidification structures of $\text{Al}_{75}\text{Bi}_9\text{Sn}_{16}$ immiscible alloy. *J. Mol. Liq.* 2017. Vol. 232. P. 457—461.
2. Piątkowski J. The effect of Al—17wt.%Si alloy melt overheating on solidification process and microstructure evolution. *Solid State Phenom.* 2011. Vol. 176. P. 29—34.
3. Eskin D.G. Primary solidification in aluminum alloys under melt overheating. *Mater. Sci. Forum.* 2000. Vol. 331. P. 155—160.
4. Yin F.S., Sun X.F., Li J.G., Guan H.R., Hu Z.Q. Effects of melt treatment on the cast structure of M963 superalloy. *Scripta. Mater.* 2003. Vol. 48. P. 425—429.
5. Novák L., Potocký L., Lovas A., Kisdi-Koszó É., Takács J. Influence of the melt overheating and the cooling rate on the magnetic properties of $\text{Fe}_{83.4}\text{B}_{16.6}$ amorphous alloys. *J. Magn. Mater.* 1980. Vol. 19. P. 149—151.

6. Баум Б.А., Тягунов Г.В., Попель П.С., Хасин Г.А., Коваленко Л.В. Повышение технологических свойств металлопродукции путем термовременной обработки расплава. *Сталь*. 1987. No. 10. С. 21—24.
Baum B.A., Tyagunov G.V., Popel P.S., Khasin G.A., Kovalenko L.V. Improving the technological properties of metal products by thermal treatment of the melt. *Steel*. 1987. No. 10. P. 21—24 (In Russ.).
7. Jie Z.Q., Zhang J., Huang T.W., Liu L., Zu H.Z. The influence of melt superheating treatment on the cast structure and stress rupture property of IN718C superalloy. *J. Alloys Compd.* 2017. Vol. 706. P. 76—81.
8. Su H., Wang H., Zhang J. H., Guo M., Liu L., Fu H. Influence of melt superheating treatment on solidification characteristics and rupture life of a third-generation Ni-based single-crystal superalloy. *Metal. Mater. Trans. B*. 2018. Vol. 49. P. 1537—1546.
9. Sabzi M., Far S.M., Dezfuli S.M. Effect of melting temperature on microstructural evolutions, behavior and corrosion morphology of Hadfield austenitic manganese steel in the casting process. *Inter. J. Miner., Metal. Mater.* 2018. Vol. 25. P. 1431—1438.
10. Zu F.-Q. Temperature-induced liquid-liquid transition in metallic melts: a brief review on the new physical phenomenon. *Metals*. 2015. Vol. 5. P. 395—417.
11. Lan S., Blodgett M., Kelton K.F., Ma J.L., Fan J., Wang X.-L. Structural crossover in a supercooled metallic liquid and the link to a liquid-to-liquid phase transition. *Appl. Phys. Lett.* 2016. Vol. 108. No. 21. P. 211907.
12. Tournier R.F. Glass phase and other multiple liquid-to-liquid transitions resulting from two-liquid phase competition. *Chem. Phys. Lett.* 2016. Vol. 665. P. 64—70.
13. Чикова О.А. О структурных переходах в сложнелегированных расплавах. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. No. 3-4. С. 261—270.
Chikova O.A. On structural transitions in complex-alloyed melts. *Izvestiya vysshih uchebnyh zavedenij. Chernaya metallurgiya*. 2020. Vol. 63. No. 3-4. P. 261—270 (In Russ.).
14. Dahlborg U., Calvo-Dahlborg M., Eskin D.G., Popel P.S. Thermal melt processing of metallic alloys. *Springer. Ser. Mater. Sci.* 2018. Vol. 273. P. 277—315.
15. Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения: Монография. Под ред. Миронова А.Е., Белова Н.А., Столяровой О.О. М.: Изд. дом «МИСиС», 2016. *Mironov A.E., Belov N.A., Stolyarova O.O. (Eds.). Aluminum alloys of antifriction purpose: Monograph*. Moscow: MISIS, 2016 (In Russ.).
16. Lu Z.C., Gao Y., Zeng M.Q., Zhu M. Improving wear performance of dual-scale Al—Sn alloys: The role of Mg addition in enhancing Sn distribution and tribolayer stability. *Wear*. 2014. Vol. 309. P. 216—225.
17. Bertelli F., Brito C., Ferreira I.L., Reinhart G., Nguyen-Thi H., Mangelinck-Noel N., Cheung N., Garcia A. Cooling thermal parameters, microstructure, segregation and hardness in directionally solidified Al—Sn—(Si,Cu) alloys. *Mater. Design*. 2015. Vol. 72. P. 31—42.
18. Мокеева Л.В., Попель П.С., Коржавина (Чикова) О.А., Трубин Л.Н., Петрушевский М.С., Замятин В.М., Топчий А.Л., Савельев В.В., Бондарева Е.В. Влияние температурной обработки расплава Al—Sn на структуру и свойства литого металла. *Технология легких сплавов*. 1989. No. 4. С. 87—91.
Mokeyeva L.V., Popel P.S., Korzhavina (Chikova) O.A., Trubin L.N., Petrushevsky M.S., Zamyatin V.M., Topchiy A.L., Savelyev V.V., Bondareva E.V. Influence of temperature treatment of the Al—Sn melt on the structure and properties of cast metal. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 1989. No. 4. P. 87—91 (In Russ.).
19. Чикова О.А., Шишкина Е.В., Константинов А.Н. Измерение методом наноиндентирования модуля Юнга и твердости фаз сплава Al—50мас.%Sn. *Физика металлов и металловедение*. 2013. Т. 114. No. 7. С. 670—677.
Chikova O.A., Shishkina E.V., Konstantinov A.N. Measurement of Young's modulus and hardness of Al—50wt.%Sn alloy phases using nanoindentation. *Phys. Met. Metallography*. 2013. Vol. 114. No. 7. P. 616—622.
20. Чикова О.А., Константинов А.Н., Шишкина Е.В., Чезганов Д.С. Влияние микрогетерогенности и условий кристаллизации расплава Al—50%Sn на механические свойства фазовых составляющих слитка. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2014. No. 5. С. 3—7.
Chikova O.A., Shishkina E.V., Chezganov D.S., Konstantinov A.N. Influence of the microheterogeneity and crystallization conditions of the Al—50%Sn alloy on the mechanical properties of phase components of the ingot. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2014. Vol. 55. No. 6. P. 505—508.
21. Zhu P., Lai J., Shen J., Wu K., Zhang L., Liu J. An oscillating cup viscometer based on Shvidkovskiy algorithm for molten metals. *Journal of the International Measurement Confederation*. 2018. Vol. 122. P. 149—154.
22. Brooks R.F., Dinsdale A.T., Quested P.N. The measurement of viscosity of alloys — A review of methods, data and models. *Measurement Sci. Technol.* 2005. Vol. 16. P. 354—362.
23. Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И. Автоматизированная установка для определения кинематической вяз-

- кости металлических расплавов. *Приборы и техника эксперимента*. 2008. No. 2. С. 155—161.
- Beltyukov A.L., Ladyanov V.I.* An automated setup for determining the kinematic viscosity of metal melts. *Instruments and Experimental Techniques*. 2008. Vol. 51. No. 2. P. 304—310.
24. *Рябина А.В., Кононенко В.И., Разжабов А.А.* Безэлектродный метод измерения электросопротивления металлов в твердом и жидком состояниях и установка для его реализации. *Расплавы*. 2009. No. 1. С. 34—42.
- Ryabina A.B., Kononenko V.I., Razhabov A.A.* Electrodeless method for electrical resistivity of metals in solid and liquid states and an installation for its implementation. *Rasplavy*. 2009. No. 1. P. 34—42 (In Russ.).
25. *Ивашченко Ю.Н., Хиля Г.П.* Установка для измерения свободной поверхностной энергии, контактного угла и плотности расплавов методом лежащей капли. *Приборы и техника эксперимента*. 1972. No. 6. С. 208—211.
- Ivashchenko Yu.N., Khilya G.P.* Installation for measuring the free surface energy, contact angle and density of melts by the sessile drop method. *Pribory i tekhnika eksperimenta*. 1972. No. 6. P. 208—211 (In Russ.).
26. *Директор Л.Б., Зайченко В.М., Майков И.Л.* Усовершенствованный метод лежащей капли для определения поверхностного натяжения жидкостей. *Теплофизика высоких температур*. 2010. Т. 48. No. 2. С. 193—197.
- Direktor L.B., Zaichenko V.M., Maikov I.L.* An improved method of sessile drop for determining the surface tension of liquids. *High Temp*. 2010. Vol. 48. No. 2. P. 176—180.
27. *Попель П.С., Коржавина (Чикова) О.А.* Область существования метастабильной микрогетерогенности в расплавах Al—Sn. *Журн. физ. химии*. 1989. Т. 63. No. 3. С. 838—841.
- Popel P.S., Korzhavina (Chikova) O.A.* Region of existence of metastable microheterogeneity in Al—Sn melts. *Zhurnal fizicheskoi khimii*. 1989. Vol. 63. No. 3. P. 838—841 (In Russ.).
28. Транспортные свойства металлических и шлаковых расплавов: Справочник. Под ред. акад. Н.А. Ватолина. М.: Металлургия, 1995.
- Vatolin N.A.* (Ed.). Transport properties of metal and slag melts: Reference. Moscow: Metallurgiya, 1995 (In Russ.).
29. *Еременко В.Н., Иванов М.И., Лукашенко Г.М., Марценюк П.С., Ниженко В.И., Хиля Г.П.* Физическая химия неорганических материалов: Т. 2. Поверхностное натяжение и термодинамика металлических расплавов. Под общ. ред. Еременко В.Н. Киев: Наук. думка, 1988.
- Eremenko V.N., Ivanov M.I., Lukashenko G.M. Martsenyuk P.S., Nizhenko V.I., Khilya G.P.* Physical chemistry of inorganic materials. Vol. 2. Surface tension and thermodynamics of metal melts. Kiev: Naukova Dumka, 1988 (In Russ.).
30. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. Т. 1. Под общ. ред. Лякишева Н.П. М.: Машиностроение, 1996.
- Lyakishev N.P.* (Ed.). Phase diagrams of binary metal systems: A handbook. Vol. 1. Moscow: Mashinostroyeniye, 1996 (In Russ.).