

СЕКЦИЯ 2. СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, НАНОМАТЕРИАЛЫ В МАШИНОСТРОЕНИИ

УДК 539.2:660(2-8)

СТРУКТУРА И СТАБИЛЬНОСТЬ БЕССВИНЦОВОГО СПЛАВА ZN-10 МАС. % SN, ПОЛУЧЕННОГО СВЕРХБЫСТРЫМ ЗАТВЕРДЕВАНИЕМ

Д. А. Зерница

Учреждение образования «Мозырский государственный педагогический университет имени И. П. Шамякина», Республика Беларусь

В. Г. Шепелевич

Белорусский государственный университет, г. Минск

Оловянно-цинковые сплавы широко используются в различных отраслях промышленности, в качестве материалов для создания защитных покрытий и припоев. Сплавы системы Sn–Zn являются альтернативой токсичным свинецсодержащим сплавам, поскольку имеют низкую температуру плавления и более высокую прочность [1], [2]. Также к достоинствам следует отнести высокую электропроводность, твердость и прочность на растяжение по сравнению с эвтектическим сплавом Sn–Pb. Получение оловянноцинковых сплавов методом сверхбыстрой кристаллизации позволяет улучшить технические качества за счет формирования пересыщенного твердого раствора, микрокристаллической структуры, дисперсных включений второй фазы.

Целью настоящего исследования является исследование структуры поверхностного слоя и поперечного сечения, а также стабильности при выдержке и термической обработке быстрозатвердевшего (БЗ) заэвтектического сплава Zn-10 мас. % Sn.

Исходные компоненты для приготовления сплавов (чистота не ниже 99,99 %) расплавлялись в кварцевой ампуле, с последующей заливкой в графитовые тигли (скорость охлаждения 10^2 К/с). Далее кусочек сплава расплавлялся и инжестировался на полированную поверхность быстровращающегося медного цилиндра (линейная скорость вращения составляла около 15 м/с). В результате были получены ленты длиной 15 см, шириной 10 мм, толщины находились в интервале 30–100 мкм. Скорость охлаждения сплава, согласно расчетам [3], составляла не менее 10^6 К/с. Микроструктура и распределение элементов по поверхности фольги БЗ сплава Zn-10 мас. % Sn исследовалась с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) LEO 1455 VP (Carl Zeiss, Германия). Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) и фазовый анализ HKL EBSD Premium System Channel 5 (Oxford Instruments, Великобритания) проводились с помощью приставок к растровому электронному микроскопу. Параметры микроструктуры фольг определены методом хорд случайных секущих, фазовый состав и текстура зерен исследовалась дифрактометром Rigaku Ultima IV с медным анодом (записи дифрактограмм проводились со скоростью 2° /мин). Измерения параметра элементарной ячейки кристаллической решетки c проведены в соответствии с положением дифракционной линии 0004, используя ПО OriginPro 2018. Полюсные плотности p_{hkl} дифракционных линий рассчитывались методом Харриса [4]. Микротвердость H_u по Виккерсу снима-

лась на твердомере ПМТ-3 при нагрузке 20 г и временем индентирования 60 с. Изохронный отжиг исследуемой системы проводился с интервалом 20 °С и выдержкой 20 мин для температур от 20 до 180 °С.

Установлено, что БЗ сплав Zn-10 мас. % Sn является двухфазным, состоящим из твердых растворов цинка и олова. На дифрактограммах фольг наблюдаются четкие дифракционные линии олова (200, 101, 211, 301 и др.) и слабоинтенсивные пики, принадлежащие цинку (0002, $10\bar{1}0$, $10\bar{1}1$, $10\bar{1}2$, и др.). Отметим, что в БЗ фольге формировалась текстура (0001) [5]. Известно, что параметр кристаллической решетки c чистого цинка составляет 4,944 Å. При легировании цинка оловом происходит увеличение значения c параметра элементарной ячейки, что указывает на образование пересыщенного твердого раствора замещения на основе олова. В исследуемом сплаве после его получения параметр c составляет 4,947 Å.

На рис. 1 представлены микрофотографии поверхности (рис. 1, а) и поперечного сечения (рис. 1, б) БЗ фольги сплава Zn-10 мас. % Sn. Полученные с помощью РЭМ изображения в отраженных электронах демонстрируют светлые и темные области (рис. 1, а). Распределение цинка и олова вдоль линии сканирования, полученные с использованием метода РСМА, показали, что серые участки на изображении соответствуют цинку, а светлые – оловянным включениям. Максимумы в распределении олова соответствуют пониженным значениям цинка, что означает преимущественное нахождение олова в виде частиц в матрице цинка. Черные участки на изображении свидетельствуют об образовании окислов. Выделения олова имеют преимущественно равноосную форму, расположены равномерно по поверхности фольги. Средний размер частиц второй фазы на поверхности составляет 0,24 мкм.

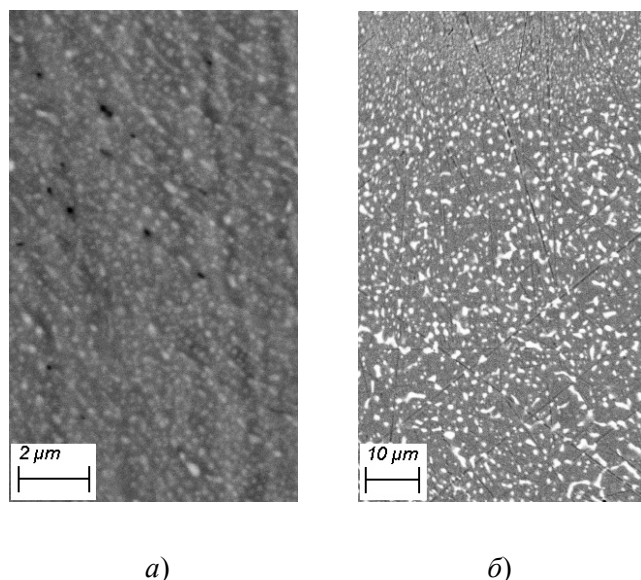


Рис. 1. Микрофотографии:
 а – поверхности БЗ фольги сплава Zn-10 мас. % Sn;
 б – поперечного сечения фольги сплава Zn-10 мас. % Sn

Приведенная на рис. 1, б микрофотография поперечного сечения фольги показывает неоднородное распределение частиц второй фазы от расстояния. Верхняя часть фольги контактировала с кристаллизатором в процессе затвердевания. По мере

перемещения фронта кристаллизации скорость охлаждения расплава и величина переохлаждения снижались. Поскольку затвердевание расплава сопровождается выделением тепла, которое приводит к уменьшению переохлаждения последующих слоев, оно способствует уменьшению скорости зародышеобразования олова, что является причиной увеличения средней хорды по мере перемещения фронта кристаллизации. Так, в поверхностном слое БЗ фольги (до 15 мкм) средний размер частиц второй фазы составляет 0,34 мкм и увеличивается до 0,73 мкм в последующих слоях. Средний размер частиц Sn в поперечном сечении 0,55 мкм, а удельная поверхность межфазных границ $1,22 \text{ мкм}^{-1}$.

Полученные БЗ сплавы Zn-10 мас. % Sn находятся в неустойчивом состоянии, и выдержка при комнатной температуре вызывает изменение параметра c элементарной ячейки. Как следует из таблицы, в течение первых шести часов наблюдается уменьшение параметра элементарной ячейки с 4,947 до 4,944 Å, причем дополнительная выдержка в течение двух суток не приводит к изменению c . Изменение параметра элементарной ячейки целесообразно связать с распадом пересыщенного твердого раствора на основе олова, при котором атомы Sn покидают узлы кристаллической решетки матрицы цинка, вызывая уменьшение параметра c .

Влияние времени выдержки на параметры элементарной ячейки сплава Zn-10 мас. % Sn

Время выдержки при 295 К, ч	Параметр элементарной ячейки c , Å
1	4,947
3	4,945
6	4,944
50	4,944
1*	4,943

*После 180 °С в течение 1 ч.

График на рис. 2, а демонстрирует изменение микротвердости БЗ фольги сплава Zn-10 мас. % Sn от времени выдержки. В первые шесть часов наблюдается резкое увеличение микротвердости с 670 до 750 МПа. Такой рост связан с выделением дисперсных частиц олова из матрицы цинка. В процессе получения БЗ фольг и их выдержки при комнатной температуре происходит движение дислокаций и малоугловых границ. Дисперсные частицы олова, выделившиеся в результате протекания распада, оказывают влияние на дислокации, тормозят их движение и задерживают миграцию малоугловых границ, с чем связано повышение микротвердости после получения фольги. Также фольги подвергались термической обработке. График изменения микротвердости при изохронном отжиге приведен на рис. 2, б. После 50 °С наблюдается монотонное уменьшение микротвердости, связанное с укрупнением частиц второй фазы [5]. Отметим, что отжиг до 160 °С не вызывает перераспределения полюсных плотностей в фольге, что свидетельствует о сохранении исходной текстуры (0001).

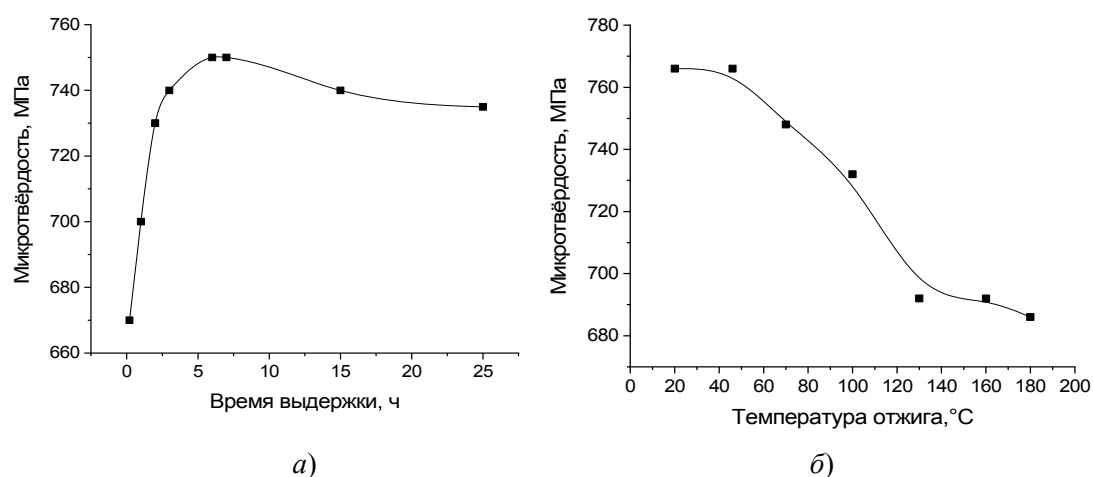


Рис. 2. Изменение микротвердости H_{μ} фольги:
 а – в процессе выдержки при температуре 20 °С; б – при изохронном отжиге

Таким образом, БЗ фольги Zn-10 мас. % Sn являются двухфазными, состоящими из твердого раствора цинка и олова. Фольги имеют микрокристаллическую структуру и текстуру (0001). Распределение выделений второй фазы в поперечном слое неоднородное, что связано с уменьшением скорости зародышеобразования олова. После получения БЗ фольг при комнатной температуре наблюдается распад пересыщенного твердого раствора. Дополнительная термическая обработка способствует активизации процесса коалесценции, при котором дисперсные частицы второй фазы образуют более крупные сегрегации. Температуры до 160 °С не вызывают изменения исходной текстуры.

Литература

1. Şahin, M. The effect of the solidification rate on the physical properties of the Sn-Zn eutectic alloy / M. Şahin, F. Karakurt // *Physica B: Physics of Condensed Matter*. – 2018. – Vol. 545. – P. 48–54.
2. Liu, S. Present status of Sn–Zn lead-free solders bearing alloying elements / S. Liu, S. Xue, P. Xue // *J Mater Sci: Mater Electron*. – 2015. – Vol. 26, iss. 7. – P. 4389–4411.
3. Мирошниченко, И. С. Закалка из жидкого состояния / И. С. Мирошниченко. – М. : Металлургия, 1982. – 168 с.
4. Русаков, А. А. Рентгенография металлов / А. А. Русаков. – М. : Атомиздат, 1977. – 488 с.
5. Зерница, Д. А. Влияние отжига на микроструктуру сплава Sn-8,8 мас. % Zn / Д. А. Зерница, В. Г. Шепелевич // *Приборостроение – 2019 : материалы 12 Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 13–15 нояб. 2019 г. / Белорус. нац. техн. ун-т ; редкол.: О. К. Гусев [и др.]*. – Минск, 2019. – С. 295–297.

УДК 621.785.92:620.178.167

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ У8А И 9ХС

Е. П. Поздняков, И. Н. Степанкин

Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого», Республика Беларусь

При испытании материалов на контактную усталость в условиях воздействия циклических нагрузок основным параметром, определяющим предел контактной выносливости, является твердость сплава. Для сталей твердость металлической мат-