

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШЕЙ ФОЛЬГИ γ -ФАЗЫ СИСТЕМЫ Sn – In

The structure and microhardness of rapidly solidified Sn – In foils have been investigated. Sn – In alloys contained 15÷25 at. % In are of the γ -phase. Crystalline parameters and microhardness of γ -phase are monotonously depend on indium concentration. A (0001) texture are formed in foils.

Замена в легкоплавких сплавах вредных для здоровья компонентов (свинец, ртуть и др.) на менее опасные вызвала резкое увеличение числа публикаций, посвященных исследованию таких компонентов замены. К числу заменителей относятся олово, индий, висмут, серебро [1–3]. В системе сплавов олово – индий наблюдаются два перитектических превращения, которые приводят к образованию β - и γ -фаз переменного состава, составляющих основу различных припоев [4, 5]. Высокая стоимость индия и олова указывает на целесообразность использования ресурсосберегающих технологий получения легкоплавких сплавов. К таким технологиям относится высокоскоростное затвердевание, вызывающее значительное переохлаждение жидкой фазы и вырождение перитектической реакции. При высокоскоростной кристаллизации возможно измельчение структурных составляющих, формирование текстуры и образование неравновесных фаз [6–10]. В связи с этим цель нашего исследования состояла в установлении закономерностей формирования структуры γ -фазы при сверхвысоких скоростях охлаждения из жидкой фазы и изучении ее механических свойств.

Методика эксперимента

Сплавы системы олово – индий синтезированы сплавлением компонентов в кварцевых ампулах. Затем из них была получена фольга путем кристаллизации капли расплава на внутренней полированной поверхности быстровращающегося полого медного цилиндра диаметром 20 см. Скорость охлаждения расплава, как показал расчет [11], находилась в пределах 10^5 – 10^6 К/с. Линейная скорость поверхности цилиндра 15 м/с. Для определения фазового состава быстрозатвердевших сплавов, параметров кристаллической решетки γ -фазы и текстуры фольги применялся рентгеноструктурный анализ. Исследования проводились на дифрактометре ДРОН-3 в медном излучении. Параметры кристаллической решетки a и c γ -фазы определялись по положению дифракционных отражений 12 $\bar{3}$ 0 и 0003. Текстура фольги изучалась методом обратных полюсных фигур. Определялись полюсные плотности дифракционных линий 10 $\bar{1}$ 1, 11 $\bar{2}$ 0, 0002, 11 $\bar{2}$ 1, 20 $\bar{2}$ 0, 10 $\bar{1}$ 2 и 20 $\bar{2}$ 1 [12]. Зеренная структура фольги исследовалась методом дифракции отраженных электронов, который осуществлялся с помощью приставки фазового анализа «HKL CHANNEL5» к растровому электронному микроскопу LEO 1455 VP. Измерения микротвердости H_d выполнены на приборе ПМТ-3. Погрешность измерения не превышала 4 %.

Результаты и их обсуждение

Фазовый состав быстрозатвердевших сплавов приведен на рис. 1. В быстрозатвердевшей фольге сплавов системы Sn – In, содержащих до 8 ат. % In, наблюдаются только дифракционные отражения твердого раствора индия в олове (δ -фаза). Быстрозатвердевшие сплавы с 10 и 12 ат. % In являются

двухфазными и состоят из δ - и γ -фаз. В быстрозатвердевшей фольге сплавов, содержащих 15, 20 и 25 ат. % In, образуется только γ -фаза, при содержании In 28÷36 ат. % сплавы состоят из γ - и β -фаз. Концентрационная область существования γ -фазы в быстрозатвердевших сплавах системы олово – индий совпадает с данными, приведенными в справочной литературе [4, 5].

Кристаллическая решетка γ -фазы является простой гексагональной [13]. Зависимость ее параметров a и c от состава приведена на рис. 2. С увеличением концентрации индия в γ -фазе ее объем элементарной ячейки V , параметры a и c монотонно уменьшаются, что обусловлено меньшим атомным объемом индия, чем олова [14]. Отношение параметров кристаллической решетки остается неизменным – $c/a = 0,927$.



Рис. 1. Области существования фаз в быстрозатвердевших сплавах системы олово – индий

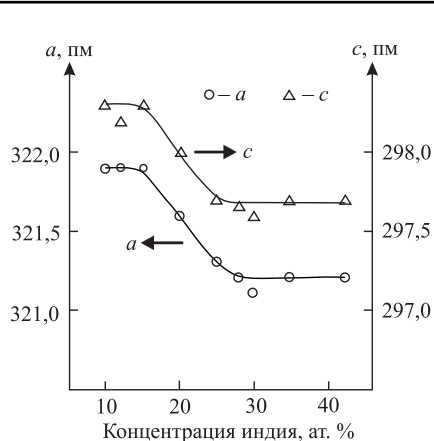


Рис. 2. Зависимость параметров кристаллической решетки a и c γ -фазы от концентрации индия в быстрозатвердевшей фольге сплавов системы олово – индий

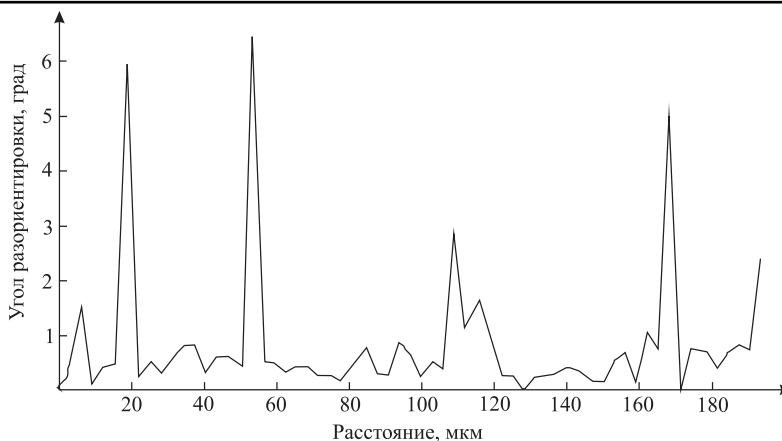


Рис. 3. Распределение разориентировок соседних областей вдоль направления сканирования электронного луча в пределах одного зерна

Фольга имеет поликристаллическую структуру. Размер отдельных вытянутых зерен достигает десятых долей миллиметра. Максимальная длина хорд сечений большинства зерен находится в пределах от 20 до 60 мкм. Средний размер зерен равен 40 мкм. В зернах фольги образуются малоугловые границы. На рис. 3 приведено распределение разориентировок соседних областей вдоль направления сканирования электронного луча в пределах одного крупного зерна. Угол разориентировки достигает 6° , а среднее расстояние между малоугловыми границами составляет 8 мкм.

Полюсные плотности дифракционных отражений γ -фазы

Дифракционные отражения	Полюсные плоскости						
	Концентрация индия, ат. %						
	10	12	15	20	25	28	30
$10\bar{1}1$	0,6	0,7	0,6	0,4	0,8	0,8	1,3
$11\bar{2}0$	1,2	0,5	0,6	0,7	0,4	0,8	0,2
0002	3,0	3,6	3,3	4,0	3,2	2,8	3,5
$11\bar{2}1$	0,2	0,2	0,5	0,1	0,1	0,6	0,1
$20\bar{2}0$	1,1	0,8	1,1	0,8	0,7	0,8	0,6
$10\bar{1}2$	0,3	0,7	0,6	0,5	1,1	0,6	1,2
$20\bar{2}1$	0,7	0,5	0,3	0,5	0,7	0,6	0,1

В быстрозатвердевшей фольге наблюдается преимущественная ориентировка зерен. В таблице даны значения полюсных плотностей дифракционных линий γ -фазы. Наибольшим значением полюсной плотности характеризуется отражение 0002, т. е. в процессе высокоскоростной кристаллизации формируется текстура (0001). На долю зерен с такой ориентировкой приходится около 50 % объема фольги.

Аналогичная текстура наблюдалась в быстрозатвердевшей фольге цинка, кадмия и их бинарных сплавов [15]. В [16] показано, что в быстрозатвердевших металлах с гранецентрированной решеткой формирование текстуры (111) обусловлено тем, что межплоскостное расстояние d_{111} плоскостей (111) является максимальным, а направление преимущественного роста $\langle 111 \rangle$ зерен совпадает с направлением теплоотвода. Экспериментальные исследования текстуры быстрозатвердевшей фольги алюминия, а также и свинца, имеющих гранецентрированную кубическую решетку, подтвердили данный расчет [17, 18]. В исследуемой γ -фазе плоскости (0001) имеют максимальное межплоскостное расстояние. Поэтому зерна, у которых плоскость (0001) совпадает с границей раздела кристалл – жидкость и располагается перпендикулярно направлению теплоотвода, растут с наибольшей скоростью, тем самым формируя текстуру (0001).

На рис. 4 представлена зависимость микротвердости H_u быстрозатвердевшей фольги γ -фазы от состава. С увеличением концентрации индия в области существования только γ -фазы наблюдается монотонное изменение ее H_u . В [19] предлагается рассматривать фазы переменного состава, к которым относится γ -фаза, как твердые растворы замещения. Тогда атомы индия, замещая атомы олова в узлах

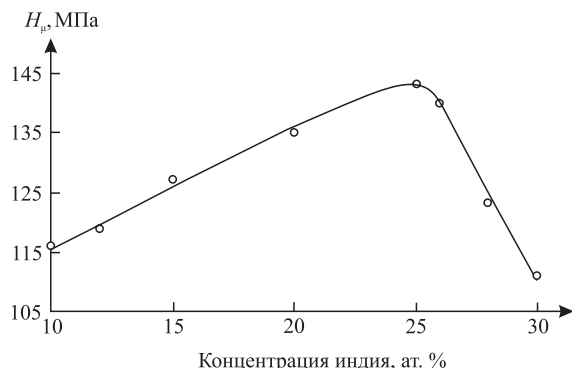


Рис. 4. Зависимость микротвердости фольги от концентрации индия в быстрозатвердевших сплавах системы олово – индий

кристаллической решетки, создают вокруг себя электрические поля и поля упругих деформаций из-за различия валентностей индия и олова и их атомных объемов. Взаимодействие движущихся дислокаций с этими полями вызывает их торможение и приводит к повышению прочностных характеристик γ -фазы. Таким образом, увеличение микротвердости γ -фазы при росте концентрации индия обусловлено действием твердорастворного механизма упрочнения [20]. Уменьшение микротвердости фольги сплавов, содержащих выделения β -фазы, обусловлено тем, что ее микротвердость в несколько раз меньше микротвердости γ -фазы.

Таким образом, при высокоскоростном затвердевании сплавов системы олово – индий, содержащих 15÷25 ат. % In, образуется только γ -фаза, в которой происходит монотонное изменение параметров кристаллической решетки, объема элементарной ячейки и микротвердости с увеличением концентрации индия. В фольге формируется текстура (0001).

1. Ochoa E., Williams J.J., Chawla N. // JOM. 2003. Vol. 55. № 6. P. 56.
2. Yong-Sun Kim, Keun-Soo Kim, Chi-Won Hwang, Katsuaki Suganuma // J. of alloys and compounds. 2003. Vol. 352. P. 237.
3. Андриященко М. // Электроника: Наука, техника, бизнес. 2004. № 5. С. 47.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справ.: в 3 т. / Под общ. ред. Н.П. Лекишева. М., 2001. Т. 3.
5. Шанк Ф. А. Структуры двойных сплавов: Справ. М., 1973.
6. Васильев В.А., Митин Б.С., Пашков И.И. и др. Высокоскоростное затвердевание расплавов (теория, технология и материалы) / Под ред. Б.С. Митина. М., 1998.
7. Калинин А.С., Бергман Г.В. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика. Мн., 2001.
8. Физическое металловедение: в 3 т. / Под ред. Р.У. Канна, П. Хаазена. М., 1987. Т. 2.
9. Шепелевич В.Г. Структурно-фазовые превращения в металлах. Мн., 2007.
10. Гречной Я.С., Ипатов В.Н. // Докл. АН СССР. 1969. Т. 185. № 5. С. 1079.
11. Мирошник И.С. Закалка из жидкого состояния. М., 1982.
12. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. М., 1969.
13. Смитлз К. Дж. Металлы: Справ. М., 1977.
14. Пирсон У. Кристаллохимия и физика металлов и сплавов: в 2 ч. М., 1977. Ч. 1.
15. Шепелевич В.Г., Лозенко В.В. // Вестн. БГУ. Сер. 1. 2009. № 1. С. 20.
16. Li D.Y., Szpunar J.F. // J. Vater. Sci. Lett. 1994. Vol. 13. № 21. P. 1521.
17. Shepelevich V.G., Siutsova P.A., Neumeuzhytskaya E.Yu. et al. // J. of Alloys and Compounds. 2005. Vol. 403. P. 267.
18. Шахрай О.Н., Шепелевич В.Г. // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2004. № 3. С. 32.
19. Сирота Н.Н. Физико-химическая природа фаз переменного состава. Мн., 1970.
20. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М., 1972.

Поступила в редакцию 09.11.10.

Ван Цзинцзе – аспирант кафедры физики твердого тела. Научный руководитель – В.Г. Шепелевич.

Василий Григорьевич Шепелевич – доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики твердого тела.