

мы обработки с использованием фасонных резцов. Использование подшипника на основе древесины со сферической поверхностью в узлах трения, в которых могут возникнуть перекосы осей, в сравнении с известными конструкциями подшипников, могут обеспечить существенное улучшение эксплуатационных свойств узла, а соответственно, расширить и область применения данных подшипников.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Невзорова А.Б., Моисеенко В.Л., Врублевская В.И. Износостойкие самоуставляющиеся подшипники скольжения, особенности конструирования и изготовления // Вестник БГПА.- 2002-№ 1.- С. 24-26. 2. Любченко В.И. Резание древесины и древесных материалов: Уч.пособие для вузов. – М.: Лесн.пром-сть, 1986. – 296 с. 3. Морозов В.Г. Дереворежущий инструмент. Справочник. – М.: Лесн.пром-сть, 1988. – 344 с.

УДК 542.65:669:87

Э.Э.Гречанников, В.С.Савенко, В.Г.Шепелевич

### СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЫГ СПЛАВОВ Bi-15 ат.% Sb

*Мозырский государственный педагогический институт  
Мозырь, Беларусь*

Сплавы висмута и сурьмы, содержащие 6-22 ат.% Sb при температурах ниже 180 К содержат запрещенную зону [1] и являются наиболее удачными материалами для изготовления низкотемпературных термоэлектрических преобразователей энергии [2]. Применение монокристаллов указанных сплавов затруднено некоторыми присущими им недостатками: склонностью к дендритной ликвации, значительно ухудшающей электрические свойства материалов, низкой растворимостью легирующих элементов в висмуте и сурьме, низкой механической прочностью. Структура, в значительной степени влияющая на электрофизические свойства и как следствие на технические параметры устройств, во многом зависит от условий получения сплавов и последующей термической обработки. В этой связи, в данной работе приводятся результаты исследования структуры сплавов Bi-15 ат.% Sb (легирующий элемент), полученных методом сверхбыстрой закалки из жидкой фазы, позволяющим устранить указанные недостатки.

Для приготовления сплавов использовались висмут и сурьма чистой 99,9999%. Легирование бинарного сплава Bi-15 ат.% Sb осуществлялось алюминием, галлием, германием, индием, оловом, серой и цинком. Чистота легирующих элемен-

тов была не хуже 99,999%. Сверхбыстрая закалка осуществлялась выплескиванием капли (~0,2 г.) расплава на внутреннюю полированную поверхность вращающегося медного барабана. В таких условиях скорость охлаждения составляла  $v \approx 10^6$  К/с.

Исследование зеренной структуры быстрозатвердевших фольг проводилось с помощью металлографического микроскопа «Neophot-21». Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре ДРОН-3 в кобальтовом излучении. Полосные плотности дифракционных линий  $10\bar{1}2$ ,  $10\bar{1}4$ ,  $11\bar{2}0$ ,  $10\bar{1}5$ ,  $10\bar{1}7$ ,  $20\bar{2}0$ ,  $20\bar{2}2$ ,  $21\bar{3}0$ ,  $21\bar{3}2$ ,  $20\bar{2}5$  рассчитывались по методу Харриса [3]. Межплоскостное расстояние  $d_{10\bar{1}2}$  определялось из условия Вульфа-Брэгга. Рентгеноспектральный микроанализ выполнялся на установке "Сомеса" с использованием микрозонда МС-46, диаметром 2 мкм.

Быстрозатвердевшие фольги исследуемых сплавов получались в виде лент, длиной 5–10 см, шириной около 1 см и толщиной 10–50 мкм. Металлографические исследования показали, что быстрозатвердевшие фольги имеют микрокристаллическую структуру, что связано со значительным переохлаждением расплава при сверхбыстрой закалке и связанной с ним высокой скоростью зародышеобразования. В быстрозатвердевших фольгах нелегированного сплава Bi–15 ат.% Sb зерна имеют преимущественно столбчатую форму, многие из них ограничены одновременно двумя поверхностями фольги что является свидетельством того, что зарождение центров кристаллизации является гетерогенным. Легирование сплава 0,2 ат.% Ge и 0,25 ат.% Sn не изменяет формы зерен. Для быстрозатвердевших фольг сплава Bi–15 ат.% Sb, легированного 0,4 и 0,8 ат.% Ge, Ga, In, Al и S характерны преимущественно равноосные зерна. Наиболее крупные зерна наблюдались в быстрозатвердевших фольгах нелегированного сплава Bi–15 ат.% Sb (табл. 1). Введение легирующих добавок

Таблица 1

Значения средних размеров зерен быстрозатвердевших фольг

Сплав	Средний диаметр зерен, мкм	
	Исходное состояние	После отжига $T_{отж} = 240^\circ\text{C}$ , 1 час
Bi–15 ат.% Sb	5.0	30
Bi–15 ат.% Sb–0,2 ат.% Ge	4.6	30
Bi–15 ат.% Sb–0,4 ат.% Ge	3.6	16
Bi–15 ат.% Sb–0,8 ат.% Ge	3.7	14
Bi–15 ат.% Sb–0,4 ат.% Ga	2.9	19
Bi–15 ат.% Sb–0,8 ат.% Ga	2.5	10
Bi–15 ат.% Sb–0,4 ат.% S	2.5	13
Bi–15 ат.% Sb–0,8 ат.% S	2.6	11
Bi–15 ат.% Sb–0,25 ат.% Sn	3.6	24
Bi–15 ат.% Sb–0,8 ат.% Al	1.9	12
Bi–15 ат.% Sb–0,8 ат.% In	3.1	13
Bi–15 ат.% Sb–0,8 ат.% Zn	3.9	19

уменьшает размеры зерен, что связано с увеличением количества центров зарождения

ния твердой фазы при кристаллизации сплава. Так, легирование сплава Bi-15 ат.% Sb серой и алюминием уменьшает средний диаметр зерен в 2 и более раза, в то время, как легирование цинком, малым количеством олова и германия незначительно уменьшает размеры зерен.

Результаты рентгеноструктурного анализа показывают (табл.2), что быстрозатвердевшие фольги сплава Bi-15 ат.% Sb характеризуется четко выраженной текстурой (10 $\bar{1}2$ ). На долю данной ориентации приходится до 100% объема фольги. Формирование указанной текстуры обусловлено механизмом роста кристаллов при сверхбыстрой закалке. Каждый атом кристаллической решетки связан с тремя другими ковалентными связями, две из них находятся в плоскостях (01 $\bar{1}2$ ), ( $\bar{1}012$ ) и (1 $\bar{1}02$ ), а третья связывает два атома соседних плоскостей. На межфазной границе кристалл-жидкость, совпадающей с указанными плоскостями образуется высокая плотность активных центров в виде ненасыщенных ковалентных связей. К ним легко присоединяются атомы из расплава, что обуславливает быстрый рост кристаллитов данной ориентации [4]. Легирование сплава Bi-15 ат.% Sb не оказывает заметного влияния на текстуру.

Таблица 2

Полусные плотности дифракционных линий для быстрозатвердевших фольг сплавов на основе Bi-15 ат.% Sb

Линия	Концентрация легирующего элемента, ат.%												
	0	0,2 Ge	0,4 Ge	0,8 Ge	0,4 Ga	0,8 Ga	0,4 S	0,8 S	0,25 Sn	2 Sn	0,8 Al	0,8 In	0,8 Zn
10 $\bar{1}2$	10,7	9,7	11,0	11,0	9,6	11,0	11,0	10,6	9,9	11,0	10,2	11,0	11,0
10 $\bar{1}4$	0,2	0,1	0,0	0,0	0,2	0,0	0,0	0,2	0,2	0,0	0,1	0,0	0,0
1 $\bar{1}20$	0,1	0,1	0,0	0,0	0,2	0,0	0,0	0,1	0,1	0,0	0,1	0,0	0,0
10 $\bar{1}5$	0,0	0,5	0,0	0,0	0,5	0,0	0,0	0,0	0,4	0,0	0,0	0,0	0,0
20 $\bar{2}0$	0,0	0,3	0,0	0,0	0,3	0,0	0,0	0,1	0,1	0,0	0,5	0,0	0,0
20 $\bar{2}2$	0,0	0,2	0,0	0,0	0,3	0,0	0,0	0,0	0,2	0,0	0,0	0,0	0,0
10 $\bar{1}7$	0,0	0,3	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
20 $\bar{2}5$	0,0	0,3	0,0	0,1	0,0	0,0	0,0	0,5	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
21 $\bar{3}0$	0,0	0,1	0,0	0,0	0,1	0,0	0,0	0,0	0,2	0,0	0,0	0,0	0,0
21 $\bar{3}2$	0,0	0,3	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,4	0,0	0,0	0,0	0,0
0009	0,0	0,2	0,0	0,0	0,3	0,0	0,0	0,0	0,1	0,0	0,0	0,0	0,0

Результаты рентгеноспектрального микроанализа показывают, что висмут и сурьма в объеме быстрозатвердевшей фольги распределены равномерно, что является следствием бездиффузионной кристаллизации, протекание которой становится возможным при сверхбыстрой закалке из расплава и в процессе которой затвердева-

ние жидкой фазы происходит без перераспределения компонентов сплава. Данное явление может иметь практическое значение, так как сплавы висмут–сурьма склонны к образованию дендритной структуры, значительно ухудшающей термоэлектрические параметры монокристаллов и литых поликристаллов и для устранения которой требуется длительный гомогенизационный отжиг.

Зависимость изменения межплоскостного расстояния  $d_{10\bar{1}2}$  в быстрозатвердевших фольгах сплава Bi–15 ат.% Sb от содержания в них легирующих компонентов (рис.1) свидетельствует об образовании твердого раствора замещения [5]. Так как равновесная растворимость Ga, Ge, S, In, Zn в висмуте и сурьме ниже 0,8 ат.%, то данные твердые растворы являются пересыщенными. Их образование становится возможным благодаря бездиффузионной кристаллизации, при протекании которой расплав затвердевает без перераспределения компонентов и выделения второй фазы.

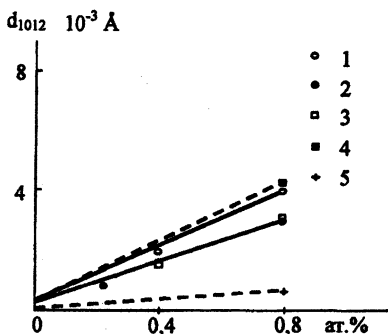


Рис.1. Зависимость изменения межплоскостного расстояния  $d_{10\bar{1}2}$  от содержания (1) – серы, (2) – германия, (3) – галлия, (4) – индия, (5) – цинка

В процессе отжига, как следует из табл.1, размеры зерен значительно возрастают и становятся сравнимы с толщиной фольги. В наибольшей степени увеличиваются размеры зерен быстрозатвердевших фольг нелегированного сплава Bi–15 ат.% Sb, и сплава, легированного 0,2 ат.% Ge и 0,25 ат.% Sn. В меньшей степени вырастают зерна быстрозатвердевших фольг сплава Bi–15 ат.% Sb, содержащего 0,4 и 0,8 ат.% легирующих добавок. Данное явление обусловлено тем, что примесные атомы препятствуют движению межзеренных границ, тем самым, замедляя рост зерен. Как показали металлографические исследования поперечных сечений быстрозатвердевших фольг, форма зерен после отжига становится равноосной, которая является энергетически более выгодной.

На распределениях по размерам максимальных хорд сечений зерен отожжен-

ных быстрозатвердевших фольг присутствует один максимум, что свидетельствует об отсутствии при данной температуре отжига вторичной рекристаллизации. Следовательно, все изменения зеренной структуры обусловлены протеканием собирательной рекристаллизации.

В процессе отжига изменяется ориентация зерен быстрозатвердевших фольг. Текстура  $(10\bar{1}2)$  при отжиге уменьшается (табл. 3). Заметное уменьшение полюсной плотности дифракционной линии  $10\bar{1}2$  для быстрозатвердевших фольг сплава Bi-15 ат.% Sb начинается после отжига при  $T_{отж}=180$  °С. Для быстрозатвердевших фольг легированного сплава заметное ослабление текстуры  $(10\bar{1}2)$  начинается после отжига при более высоких температурах (220–230 °С). Изменение текстуры связано с протеканием рекристаллизационных процессов. Легирующие добавки задерживают рекристаллизацию, в связи с чем для быстрозатвердевших фольг легированного сплава Bi-15 ат.% Sb необходима более высокая температура отжига, при которой заметно изменяется текстура.

Таблица 3

Полюсные плотности дифракционных линий для быстрозатвердевших фольг сплавов на основе Bi-15 ат.% Sb

Линия	Концентрация легирующего элемента, ат.%									
	0	0,2 Ge	0,4 Ge	0,8 Ge	0,4 Ga	0,8 Ga	0,4 S	0,8 S	2 Sn	0,8 Al
$10\bar{1}2$	0.6	4.4	3.5	4.7	7.4	3.0	4.8	8.9	3.5	3.6
$10\bar{1}4$	0.4	0.3	0.2	0.4	0.2	0.6	0.8	0.2	0.4	0.3
$11\bar{2}0$	0.4	0.2	0.2	0.4	0.2	0.2	0.7	0.3	0.4	0.3
$10\bar{1}5$	1.2	1.3	0.5	0.5	0.5	0.9	0.8	0.0	0.3	0.8
$20\bar{2}0$	2.8	2.0	1.3	2.2	1.6	2.2	2.0	0.4	3.0	1.9
$20\bar{2}2$	1.1	0.3	0.3	0.6	0.4	0.8	1.0	0.4	1.3	0.7
$10\bar{1}7$	0.9	0.3	0.0	0.4	0.0	0.3	0.0	0.0	0.2	0.3
$20\bar{2}5$	0.3	0.3	0.0	0.2	0.2	0.5	0.0	0.2	0.4	0.3
$21\bar{3}0$	0.4	0.3	0.2	0.4	0.1	0.7	0.4	0.4	0.4	0.3
$21\bar{3}2$	1.2	0.9	0.0	0.4	0.0	0.3	0.9	0.0	0.4	1.1
0009	1.7	0.6	0.4	0.9	0.4	1.0	0.6	0.4	0.7	1.4

Как следует из табл. 3, при отжиге в наибольшей степени возрастает полюсная плотность дифракционной линии  $20\bar{2}0$ . Ее значение превышает полюсные плотности других линий, поэтому можно утверждать, что в процессе отжига формируется

текстура ( $10\bar{1}0$ ). Согласно гипотезе ориентированного роста, межзеренные высокоугловые границы обладают максимальной подвижностью при разориентировке исходного и рекристаллизованного зерен на  $25^{\circ}$ – $40^{\circ}$  вокруг общей оси. Угол между плоскостями ( $10\bar{1}2$ ) и ( $10\bar{1}0$ ) составляет  $33,5^{\circ}$ . Таким образом, для образования текстуры ( $10\bar{1}0$ ) необходим поворот исходной решетки зерен быстрозатвердевших фольг на угол  $33,5^{\circ}$  вокруг оси  $[01\bar{1}0]$ . Согласно [3], идеальной текстурой для висмута и сурьмы является (0001). Соответствующая ей линия 0009 также наблюдается в отожженных быстрозатвердевших фольгах сплавов Bi–15 ат. % Sb–(Zn, Al, Ga, In, Ge, Sn, S). Однако, для формирования текстуры (0001) при отжиге необходим поворот решетки зерен при рекристаллизации на угол  $56,4^{\circ}$  вокруг оси  $[0\bar{1}10]$ , что объясняет преобладание текстуры ( $10\bar{1}0$ ) в отожженных быстрозатвердевших фольгах.

Результаты рентгеноструктурного анализа показывают, что в быстрозатвердевших фольгах легированного сплава Bi–15 ат. % Sb при отжиге происходит распад пересыщенного твердого раствора. Температура начала процесса распада зависит от легирующего элемента и от степени пересыщения твердого раствора.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Гицу Д.В., Голбан Т.М., Канцер В.Г., Мунтяну Ф.М. Явления переноса в висмуте и его сплавах с сурьмой.- Кишинев: Штиинца, 1983. - 238 с. 2 Осипов Э.В. Твердотельная криогеника.- Киев: Наукова думка, 1977.- 234 с. 3. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов.- М.: Металлургия, 1969.- 654 с. 4 Шепелевич В.Г. Текстура быстрозакаленных фольг висмута, сурьмы и их сплавов //Кристаллография.- 1991.- Т.36, №1.- С.238-239. 5. Физическое металловедение Под ред. Р.У.Кана и П.Хаазена.- М.: Металлургия, 1987.-624 с.

УДК 534.075.8:539.3

А.О.Громыко, О.В.Громыко

#### ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СОБСТВЕННЫХ КОЛЕБАНИЙ АНИЗОТРОПНЫХ ПЛАСТИН

*Белорусский государственный университет  
Минск, Беларусь*

Дифференциальное уравнение собственных колебаний анизотропной пластины на упругом основании в прямоугольной системе координат имеет следующий вид [1]: