

перемещения. С помощью светоделительной пластинки 3 часть излучения генерации лазера отводится на пироэлектрический приемник измерителя энергии фирмы Orhir 11 для контроля плотности мощности излучения падающего на образец. Рассеивающая линза 4 опционально используется для изменения плотности мощности облучения. С помощью фотоприемника ФП 150А 6 и осциллографа Tektronix TDS 3052В 7 осуществляется контроль длительности вспышки при воздействии излучения на образец. Устройство 8 служит для удаления продуктов, образующихся при сушке, спекании или абляции с поверхности исследуемого образца.

Лазер 1 состоит из двух частей: собственно АИГ:Nd³⁺ лазера и встроенного в его блок излучателя перестраиваемого по длине волны преобразователя на кристаллах TiSa. Работа лазера основана на получении стимулированного излучения в активном элементе (АЭ) из кристалла АИГ:Nd³⁺ при накачке излучением импульсной ксеноновой лампы. Для получения "гигантского" импульса наносекундной длительности производится модуляция добротности лазерного резонатора электрооптическим затвором $\lambda/4$ из кристалла KDP. Преобразование излучения основной частоты (ОЧ) в излучение второй гармоники (ВГ) осуществляется в кристалле КТР. Оптическая накачка АЭ осуществляется импульсной лампой NL 7054. Работа преобразователя основана на получении стимулированного излучения в АЭ из кристалла TiSa при накачке излучением ВГ АИГ:Nd³⁺ лазера с модулированной добротностью. Перестройка длины волны генерации основного излучения TiSa лазера в области 350 – 500 нм во вторую гармонику осуществляется с помощью кристалла ВВО. Селекция излучения ОЧ и ВГ производится

спектрорделительными зеркалами. Основные характеристики лазерных пучков различных длин волн, формируемых установкой и использовавшихся для лазерной обработки образцов ТК, приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Основные характеристики лазерного излучения различных длин волн

Длина волны, нм	Макс. энергия накачки, Дж	Макс. энергия импульса лазерного излучения, мДж	Характерные размеры светового пятна, мм
1064 без модул. добр.	19	200	6
1064 с модул. добр.	16	160-180	5,5
532	16	128,5	5,5
532	15	107,2	5,4
532	12	46,5	4,0
355	16	5,5	1,5
410	16	15,6	2×3 (эллипс)

Лазерная обработка образцов ТК производилась с частотой 5 Гц при скорости перемещения образца 30 мм/мин. После обработки при оптимальных режимах минимальное электрическое сопротивление дорожек ТК шириной $2,0 \pm 0,1$ мм, длиной $3,0 \pm 0,1$ мм и толщиной до 20 мкм составляло 0,2 Ом, что всего лишь в несколько раз превышает сопротивление аналогичных полос цельной технической меди.

УДК 669.(6-8):539.2

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВОВ (Sn₄In)_{100-x} Bi_x, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ

Шепелевич В.Г.¹, Гусакова С.В.¹, Гусакова О.В.²

¹Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь

²Международный государственный экологический институт имени А.Д. Сахарова БГУ
Минск, Республика Беларусь

Эвтектический сплав In - 47 ат.% Sn, а также сплавы, близкие к нему по составу, используются в качестве легкоплавких припоев. Эвтектика состоит из β -фазы (In₃Sn) и γ -фазы (InSn₄). При этом влияние легирующих элементов на структуру и физические свойства γ -фазы изучены крайне недостаточно. В последнее время активизировались исследования по изучению диаграмм состояния систем Sn – In – X (X = Bi, Zn и др.) [1]. Однако высокоскоростное затвердевание из жидкости, относящееся к энерго- и ресурсосберегающим технологиям [2], может

приводить к образованию метастабильных фаз, не соответствующих равновесным. В связи с этим имеет важное научное и практическое значение исследование структуры и свойств быстрозатвердевших сплавов олово-индий, легированных третьим компонентом. Целью данного исследования является изучение влияния висмута на структуру и физические свойства сплава Sn – 11 ат. % In.

Сплавы (Sn – 11 ат. % In) – x ат. % Bi (в дальнейшем (Sn₄In)Bi_x, x = 0; 2, 4 и 8) получены сплавлением компонентов в кварцевой ампуле и

последующей кристаллизацией. Затем кусочек сплава массой до 0,2 г расплавляли и инжигировали на внутреннюю полированную поверхность быстровращающегося медного цилиндра. Расплав растекался по поверхности цилиндра и затвердевал в виде фольги толщиной 30–100 мкм. Расчетная средняя скорость охлаждения не менее 10^5 К/с [3].

Микрофотографии получались на РЭМ в отраженных электронах Рентгеноспектральный микроанализ обеспечивал контроль состава фольги и распределение компонент. Исследование зеренной структуры осуществлялась методом дифракции отраженных электронов, который выполнялся с помощью дифракционной приставки фазового анализа HKL EBSD Premium System Channel 5 к РЭМ. Рентгеноструктурный анализ использовался для определения их фазового состава. Измерение микротвердости H_u фольг проводилось на приборе ПМТ-3 с использованием нагрузки 2 г и погрешностью 5 %.

Рентгенограмма быстрозатвердевшей фольги Sn – 11 ат. % In содержит только дифракционные линии γ -фазы (Sn_4In) Легирование γ -фазы Bi вызывает появление на рентгенограмме дополнительных дифракционных отражений, соответствующих олову.

Изображения поперечного сечения фольги сплава $(\text{SnIn})\text{Bi}_8$, полученные после ее изготовления и выдержки в течение 30 и 150 ч при температуре 20°C, представлены на рисунке 1. В сечении фольги сплава $(\text{SnIn})\text{Bi}_8$ наблюдаются четко выраженные белые выделения (рисунок 1а и 1б).

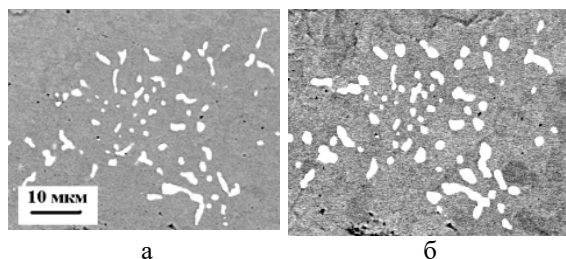


Рисунок 1 – Микроструктура поперечного сечения фольги сплава $(\text{SnIn})\text{Bi}_8$ после выдержки при $T_{\text{ком}}$ в течение 30 ч (а) и 150 ч (б)

С помощью рентгеноспектрального микроанализа определен химический состав белых выделений в сплаве $(\text{SnIn})\text{Bi}_8$. Отношение концентраций индия и висмута составляет 0, 96, что соответствует ϵ -фазе (BiIn). В фольгах сплавов $(\text{SnIn})\text{Bi}_x$, содержащих 2 и 4 ат. % Bi, выделения ϵ -фазы не наблюдались.

Параметры микроструктуры фольг сплава $(\text{SnIn})\text{Bi}_8$ представлены в таблице 1.

Выдержка фольги сплава $(\text{SnIn})\text{Bi}_8$ при комнатной температуре в течение 150 ч вызывает увеличение объемной доли и средней величины хорд выделений ϵ -фазы, межфазной границы и плотности частиц. Таким образом, при комнатной

температуре происходит распад пересыщенного твердого раствора, приводящий к появлению новых и росту существующих частиц ϵ -фазы.

Таблица 1 – Параметры микроструктуры фольги сплава $(\text{SnIn})\text{Bi}_8$

Параметры микроструктуры	Выдержка 30 ч	Выдержка 150 ч
Объемная доля ϵ -фазы, %	2,1	3,5
Средняя величина хорд, мкм	1,5	1,7
Удельная поверхность, мкм^{-1}	$5,8 \cdot 10^{-2}$	$7,7 \cdot 10^{-2}$
Число сечений частиц ϵ -фазы на единицу площади, мкм^{-2}	$5,3 \cdot 10^{-3}$	$1,1 \cdot 10^{-2}$

При высокоскоростном затвердевании из-за значительного переохлаждения расплава происходит увеличение скорости образования центров кристаллизации, что способствует формированию микрокристаллической структуры. На рисунке 2 представлено изображение зеренной структуры слоев, прилегающих к поверхностям А и В, фольги сплава $(\text{SnIn})\text{Bi}_4$. Зерна на поверхности А имеют вытянутую форму, а на поверхности В равноосную. Объемные доли олова и γ -фазы, составляют 0,3 и 0,7 соответственно

Различная концентрация висмута и выдержка быстрозатвердевших сплавов $(\text{SnIn})\text{Bi}_x$ при комнатной температуре приводят к изменению их физических свойств. Микротвердость быстрозатвердевших фольг меньше микротвердости массивных образцов, полученных при скоростях охлаждения 10^2 К/с. На рисунке 3 представлены зависимости микротвердости быстрозатвердевших сплавов $(\text{SnIn})\text{Bi}_x$ с различной концентрацией висмута от времени выдержки при комнатной температуре. Микротвердость бинарного сплава и сплавов с концентрацией 2 и 4 ат. % Bi монотонно увеличивается в процессе выдержки при комнатной температуре, а сплава с концентрацией 8 ат. % Bi не изменяется.

В исследуемых стареющих легкоплавких сплавах изменение микротвердости может быть обусловлено процессами распада пересыщенных твердых растворов также изменением состояния границ зерен. В исходных фольгах границы зерен являются разупрочненными зонами. При комнатной температуре кроме выделения дисперсных частиц активно протекают диффузионные процессы, способствующие улучшению структуры границ зерен и фаз. Это приводит к повышению прочностных свойств при комнатной температуре.

Таким образом, тройные сплавы $(\text{SnIn})\text{Bi}_x$, содержащие 2 и 4 ат. % Bi, полученные высокоскоростным охлаждением из жидкой фазы,

состоят из твердых растворов Bi в γ -фазе и олове, а тройной сплав $(\text{SnIn})\text{Bi}_{0,08}$ – из твердых растворов Bi в γ -фазе и олове, а также и ϵ -фазы. Исходные фольги сплавов $(\text{SnIn})\text{Bi}_x$ по сравнению с массивными образцами характеризуются низкой микротвердостью.

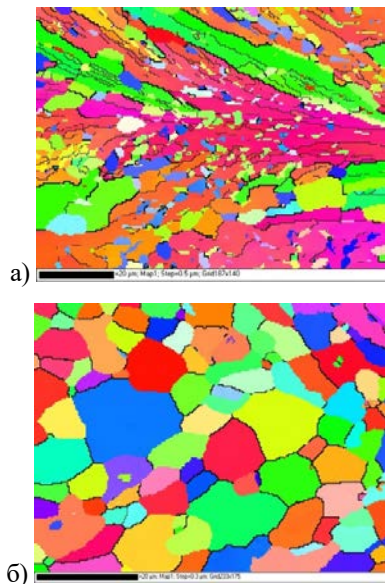


Рисунок 2 – Зеренная структура фольг сплава $(\text{SnIn})\text{Bi}_8$: а-сторона, прилегающая к кристаллизатору, б- свободно затвердевающая сторона

УДК 616-77, 681.2

ПОКРЫТИЯ ИЗ НИТРИДА ТИТАНА ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИТИНОЛА

Савченко А.Л.¹, Латушкина С.Д.², Минченя В.Т.¹

¹Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь

²Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Республика Беларусь

В настоящее время в Республике Беларусь имеется и все возрастает потребность в расходных материалах для сосудистой хирургии. Это связано с ростом сердечно-сосудистых патологий и появлением новых методик их лечения. Такие методики связаны с использованием специальных эндопротезов и других изделий, выполненных из нитинола – стентов, стентграфтов, клапан-содержащих стентов, фильтров-ловушек и др. Все эти изделия представляют достаточно сложные по форме пространственные структуры, получаемые гибкой из нитиноловой проволоки с использованием дополнительных операций сварки, соединения пластическим деформированием с помощью трубок. На настоящий момент такие изделия в Республике Беларусь практически не производятся, а иностранные образцы имеют крайне высокую стоимость, что делает операции с их использованием недоступным широким массам

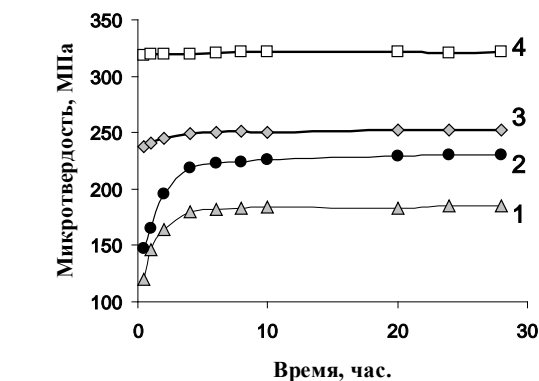


Рисунок 3 – Зависимость микротвердости фольг сплавов $(\text{SnIn})\text{Bi}_x$ от времени выдержки при комнатной температуре и от содержания висмута: 1- $X=0$; 2- $X=2$; 3- $X=4$; 4- $X=8$ ат.%

Литература

1. R. M. Shalaby. Effect of silver and indium addition on mechanical properties and indentation creep behavior of rapidly solidified Bi – Sn based lead-free solder alloys / Materials Science & Engineering. A. 2013. 560. P.86-95.
2. Васильев В.А. Высокоскоростное затвердевание расплавов (теория, технология и материалы). Под общей ред. Б.С. Митина. – М.: «СП ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ», 1998. – 400 с.
3. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.

пациентов. Разработка технологии формообразования нитиноловых структур позволит внедрить их в производстве импортозамещающих аналогов медицинских изделий.

Внутрисосудистые эндопротезы работают в биологически активной среде, которой является кровь и другие биологические жидкости, и, следовательно, подвергаются ускоренной коррозии. Срок службы изделий внутри организма составляет не менее 20 лет. Несмотря на то, что по своей биологической инертности никелид титана превосходит все известные коррозионностойкие стали и сплавы, с учетом высоких требований надежности следует предусматривать дополнительную антикоррозионную защиту, так как выход ионов никеля из сплавов на основе NiTi – самая большая проблема, которая стоит при медицинском внедрении нитинола [1]. При этом необходимо обеспечить и высокую эластичность покрытия,