

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК

**Институт металлургии
и материаловедения
им. А.А. Байкова РАН**

80 лет

Москва

ИМЕТ РАН

2018 г.

УДК 669.1; 546.1; 546.3

Институт металлургии материаловедения им. А.А. Байкова РАН – 80 лет.
Сборник научных трудов.
М.: Интерконтакт Наука, 2018, 644 с.

ISBN 978-5-902063-58-2

Сборник подготовлен в связи с 80-летием создания Института Металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук. В статьях содержатся материалы по основным направлениям научной деятельности в области металлургии черных, цветных и редкоземельных металлов, материаловедения металлических, керамических, нанокристаллических, композиционных материалов, развития методов исследования состава, структуры и свойств материалов.

Материалы сборника могут представлять интерес для ученых и сотрудников научно-исследовательских и учебных институтов и университетов, промышленных предприятий, работающих в области металлургии черных, цветных и редких металлов, материаловедения неорганических материалов и методов исследования.

Редакционная коллегия

Академик К.А. Солнцев (ответственный редактор), академик О.А. Банных (зам. Ответственного редактора), академик В.М. Бузник, академик В.М. Иевлев, академик Ю.В. Цветков, чл.-корр. РАН М.И. Алымов, чл.-корр. РАН С.М. Баринов, чл.-корр. РАН Г.С. Бурханов, чл.-корр. РАН Григорович К.В., чл.-корр. РАН А.Г. Колмаков, чл.-корр. РАН В.С. Комлев, д.ф.-м.н. С.В. Симаков, к.т.н. О.Н. Фомина (ответственный секретарь)

ISBN 978-5-902063-58-2

© ИМЕТ РАН, 2018

Получение наплавочных прутков из композиционного материала на основе сплава системы SnSbCu для формирования антифрикционных покрытий

И.Е. Калашиников, Л.К. Болотова, Л.И. Кобелева, Быков

П.А., Катин И.В., А.Г. Колмаков

DOI: 10.30791/978-5-902063-58-2-632-644

Введение.

Сплавы на основе цветных металлов (Sn, Pb, Al, Mg) находят широкое применение в трибосоединениях в качестве рабочего слоя биметаллических деталей, изготовленных методами литья, пластического деформирования или наплавки концентрированными источниками энергии. Однако служебные свойства таких материалов уже не отвечают современным требованиям. Эффективным способом повышения служебных свойств этих сплавов является их дискретное армирование высокопрочными фазами различной природы, морфологии и размера. Ранее проведенные исследования в лаборатории прочности и пластичности металлических и композиционных материалов и наноматериалов ИМЕТ РАН показали весьма высокие трибологические свойства (нагрузочная способность, фрикционная теплостойкость, задиристость, низкий коэффициент трения) алюмоматричных композиционных материалов и покрытий на их основе, дисперсно-армированных высокопрочными карбидами, гиперфуллереновыми структурами и модифицированными шунгитовыми породами [1-4].

В изделиях современного машиностроения широко применяются антифрикционные сплавы, в частности, баббиты. Наилучшим комплексом антифрикционных свойств обладают оловянные баббиты, например сплавы системы SnSbCu. По антифрикционным свойствам баббиты превосходят все остальные сплавы скольжения, но значительно уступают им по сопротивлению усталости, что сказывается на общей работоспособности подшипников [5]. Устранить этот недостаток можно армированием баббитов микронными частицами и получением на их основе гетерогенных композиционных материалов (КМ). В этом случае совместное действие равномерно распределенных высокомодульных наполнителей и пластичной матрицы может повысить прочность и усталостную долговечность материала, уменьшить интенсивность изнашивания и значительно улучшить антифрикционные свойства. В качестве армирующих наполнителей для упрочнения пластичных матриц КМ широко применяются частицы SiC, B₄C,

TiC, SiO₂, Al₂O₃, имеющие высокую твёрдость, температуру плавления и химическую стабильность.

Композиционные материалы на основе баббита могут быть применены для нанесения антифрикционных рабочих слоев на новых или восстанавливаемых поверхностях деталей скольжения методами литья, обработки давлением, а также дуговой наплавки, газопламенного и плазменного напыления или лазерной порошковой наплавки [6]. Среди них большее распространение получили технологии дуговой наплавки, позволяющие предотвращать ликвацию армирующих фаз и формировать покрытия заданной толщины [7, 8]. Кроме того, высокие, по сравнению с литейными методами, скорости охлаждения позволяют получить более дисперсную структуру, что оказывает положительное влияние на усталостную прочность и сопротивление хрупкому разрушению контактной поверхности материалов в процессе эксплуатации и увеличивает ресурс работы изделия [9, 10]. Также, поскольку при технологической операции нанесения покрытия специальные присадочные материалы в виде порошков, проволоки, прутков и лент изменяют агрегатное состояние и проходят стадию расплава, то от введения в их состав субмикронных добавок тугоплавких частиц можно ожидать модифицирующего эффекта, проявляющегося в формировании дисперсной структуры сплава после кристаллизации [11, 12].

В настоящем исследовании разработаны режимы получения, исследованы структуры и трибологические свойства наплавочных прутков и покрытий на основе баббита Б83, армированных микронными частицами карбида кремния и субмикронными частицами бора и карбида бора.

Экспериментальная часть

Для изготовления КМ применяли стружку сплава (10-12%Sb, 5,5-6,5%Cu, основа-Sn), полученную механической обработкой литой заготовки баббита Б83 (ГОСТ 1320-74) в состоянии поставки; керамические частицы карбида кремния со средним размером 40 мкм (ГОСТ 26327-84), субмикронные частицы В₄С и В (размером 1 мкм и менее 1 мкм, соответственно). Порошок баббита фракции 300-400 мкм изготавливали обработкой стружки из сплава Б83 в планетарной мельнице "RETSCH-PM100" при скорости вращения 200 об/мин в течение 2 ч.

Внешний вид исходных порошков сплава Б83, частиц SiC, В₄С и В представлен на рис.1. Смесь исходных порошков получали методом механического легирования в планетарной мельнице "RETSCH-PM100", подбирая режимы обработки (время взаимодействия компонентов и скорость

вращения мельницы) по критерию полного внедрения субмикронных частиц в порошок баббита и однородного распределения частиц SiC в объеме приготавливаемой смеси. Критериями завершения процесса обработки смеси порошков в планетарной мельнице являлось отсутствие ее разделения на основные фракции при просеивании через набор сит размером менее 40 мкм на ситовом анализаторе AS200. Это свидетельствовало о полном внедрении субмикронных частиц в порошок баббита.

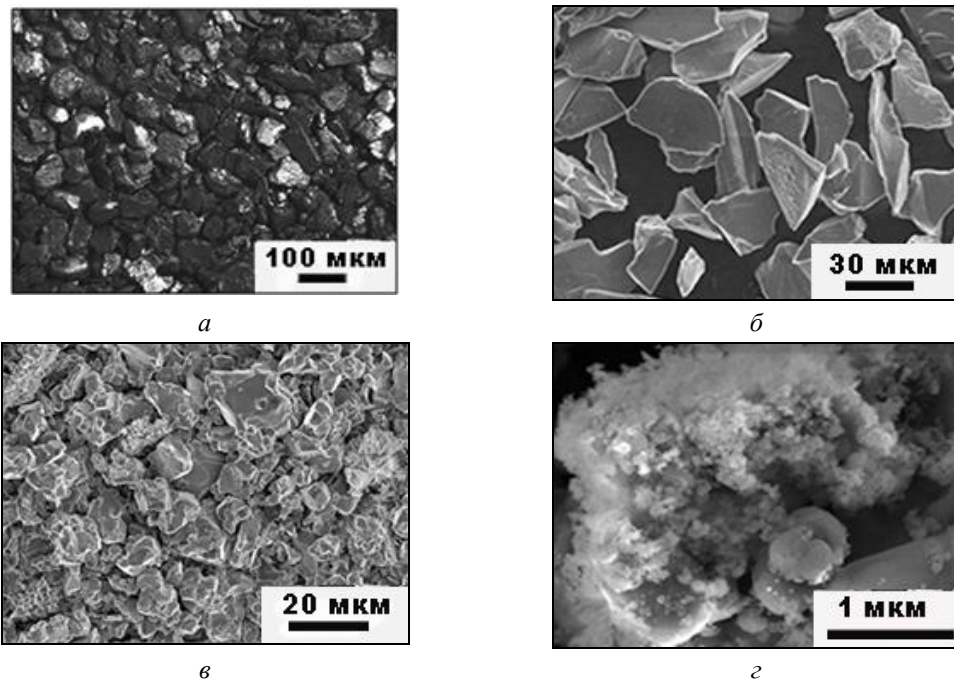


Рис.1. Внешний вид порошков: а – Б83, б – SiC, в- В4С, г – В.

Навески из полученной методом механического легирования смеси порошков массой 80 г засыпали в пресс-форму и подвергали холодному прессованию при усилии 320-340 МПа. Заполненную холодным компактом пресс-форму помещали в муфельную печь, нагревали до температуры $310 \pm 10^\circ\text{C}$ и выдерживали в течение 30 мин, а затем при этой же температуре компакт из композиционной смеси экструдировали на механическом прессе ОМА при усилии 320 ± 5 МПа. Принципиальная схема процесса экструзии представлена на рис.2.

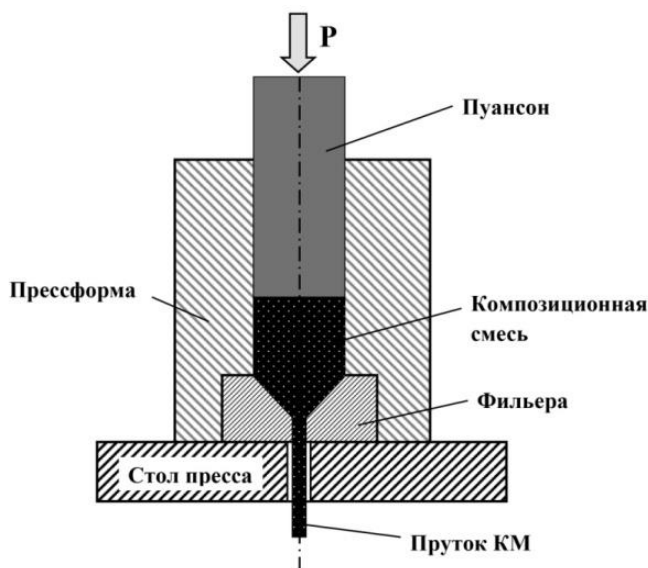
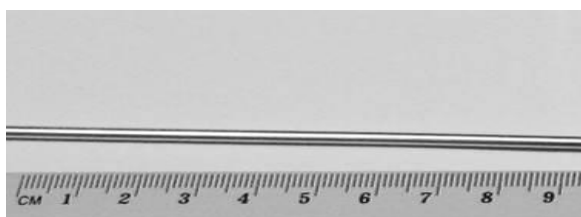
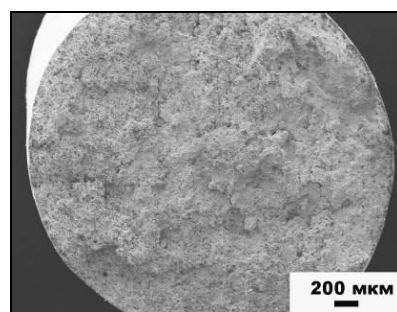


Рис.2. Принципиальная схема процесса экструзии

Использовали сменные фильеры двух диаметров: 3 и 6 мм. Применение сменных фильер позволило изготовить композиционные прутки диаметром 3 мм для дальнейшего использования в качестве расходоуемых электродов в процессе наплавки и диаметром 6 мм для исследования структуры и трибологических свойств полученного материала (рис.3).



a



б

Рис.3. Внешний вид прутков (а) и поверхность излома образца Б83+5 масс.% SiC (б)

Шлифы из образцов просматривали на оптическом микроскопе Лейка DM 1LM, оснащённом программой Qwin для анализа изображений. Программа Qwin позволяет определять размеры структурных составляющих КМ. Для достоверности оценок проводили статистический анализ структуры по десяти отдельно взятым полям. Для сравнения структуры и свойств полученных образцов изучали образец промышленного литого сплава баббита Б83.

Структуру КМ анализировали на электронных микроскопах LEO 430i и FEI QUANTA 200 3D. Влияние добавок порошков оценивали по изменению размера и формы интерметаллидов и результатам трибологических испытаний.

Твёрдость образцов по Бриннелю (НВ) определяли на твердомере Wilson Wolpert при нагрузке 62,5 кг, диаметр шарика 2,5 мм, плотность – методом гидростатического взвешивания.

Трибологические испытания образцов наплавочных прутков проводили в условиях сухого трения скольжения на установке CETR UMT Multi-Specimen Test System по схеме палец (пруток КМ) – диск (сталь 45). Испытания каждого образца проводили при осевой нагрузке 50 Н в течение 1 часа на воздухе при температуре плюс $(20 \pm 1)^\circ\text{C}$ и влажности $60 \pm 4\%$. Потерю массы образцов фиксировали после окончания испытания взвешиванием образцов на аналитических весах с точностью $\pm 0,5 \times 10^{-3}$ г. Интенсивность изнашивания I_m рассчитывали по формуле:

$$I_m = \Delta m / L \quad (1)$$

где Δm – потеря массы образца; L – путь трения.

Наплавленные слои из полученных прутков наносили на поверхность массивной подложки (толщина 8 мм) из стали марки СтЗсп (ГОСТ 380). Дуговую наплавку производили на переменном токе неплавящимся вольфрамовым электродом в среде аргона на режиме: сварочный ток – $I = (160-170)$ А, напряжение на дуге – $U_d = (16-18)$ В, скорость наплавки – $V_n = 4,2$ м/ч, расход защитного газа (аргона) – $(12-14)$ л/мин. Наплавку осуществляли в МГТУ им. Н.Э. Баумана.

Наплавленные слои испытывали по схеме неподвижная втулка (контртело) против вращающейся шайбы при удельных нагрузках от 18 до 60 Н и скорости скольжения 0,39 м/с. Время испытаний при каждой осевой нагрузке составляло 10 мин. Размеры втулки из стали 45 по ГОСТ 1050 (HRC > 63): внутренний диаметр 12 мм, наружный диаметр 16 мм. Испытываемый образец в виде шайбы представлял собой стальную основу толщиной 8 мм с нанесенным на ее поверхность композиционным слоем толщиной 2-3 мм. Коэффициент трения рассчитывался путем автоматического программного обчёта. Потерю массы образцов фиксировали после полного цикла испытания взвешиванием образцов на аналитических весах. Помимо коэффициента трения, поведение наплавленных слоев при сухом трении скольжения также оценивали по величине интенсивности изнашивания I_m (1).

Результаты и обсуждение

Применение сменных фильер позволило изготовить композиционные прутки диаметром 3 мм и длиной 2 м для дальнейшего использования в качестве расходных электродов в процессе наплавки, диаметром 6 мм и длиной 0,5 м с целью изготовления образцов для исследования структуры и трибологических свойств полученного материала. Изготовленные прутки имели гладкую, бездефектную поверхность, не содержащую несплошностей, вне зависимости от диаметра фильеры и состава экструдированной смеси (рис. 3). В таблице 4 представлены составы и свойства, а на рисунке 4 – структура изготовленных наплавочных прутков. Здесь же для сравнения проведены и представлены результаты исследования структуры и свойств литого баббита. Оловянный баббит Б83 состоит из относительно мягкой матрицы (твёрдый раствор сурьмы и меди в олове, α -фаза) и расположенных в ней твёрдых кристаллов интерметаллидных соединений (SnSb , β -фаза и Cu_3Sn , γ -фаза) (рис. 4 а). После горячего прессования порошка баббита интерметаллиды SnSb уменьшились в размере и изменили первоначальную остроугольную форму (рис. 4 б). Такое же диспергирование интерметаллидов SnSb наблюдали и для КМ рассмотренных составов. Это связано с интенсивным механическим воздействием при перемешивании исходных порошков и кристаллизацией образцов под давлением в присутствии высокопрочных и тугоплавких упрочняющих добавок. Частицы SiC , B_4C и B вследствие интенсивного перемешивания с матричным порошком баббита равномерно распределены в объеме КМ (рис. 4 в, г, д). Также видно, что измельчение фазы SnSb сопровождается изменением ее морфологии (рис. 4 б). Интерметаллиды SnSb меняют свою форму от равносторонней остроугольной, присущей им в исходном литом состоянии, к более округлой, приобретая более развитую поверхность. Результаты измерений среднего размера интерметаллидной фазы SnSb ($L_{\text{ср}}$) литого, полученного по порошковой технологии сплава Б83 и КМ, изготовленных по порошковой технологии, представлены в таблице 1. Изменение морфологии и размера интерметаллидов SnSb отражается на их сцеплении с матрицей и оказывает положительный эффект на сопротивление разрушению контактной поверхности при трении и уменьшает износ (табл.1). Результаты измерения значений плотности и твёрдости экструдированных прутков, представленные в таблице 1, свидетельствуют, что при введении высокопрочных керамических частиц карбида кремния твёрдость КМ возрастает в среднем на 5-10%, а значения плотности всех материалов находятся на уровне литого баббита. Измеренные величины твёрдости образцов КМ, содержащих

субмикронные частицы B_4C и B , близки к значениям твердости литого баббита или превосходят их. Плотность образцов КМ, содержащих армирующие частицы, уменьшается, что закономерно обусловлено значительной разницей значений их удельной плотности. В общем случае удельная плотность полученных КМ близка к расчетному значению при данном соотношении компонентов, что исключает наличие пористости и подтверждает перспективность получения таких материалов методами экструзии. Наименьшие значения интенсивности изнашивания соответствуют образцам КМ, содержащим микронные частицы SiC и субмикронные частицы бора (табл. 1).

Наплавка предусматривает нанесение расплавленного металла на минимально оплавленную металлическую поверхность с последующей его кристаллизацией для создания слоя с заданными свойствами и размерами. Для наплавки применяют специальные присадочные материалы в виде гранул, проволоки, прутков и лент [13]. Для использования в качестве расходных электродов согласно ГОСТ 21449 двухметровые прутки диаметром 3 мм нарезали на стержни длиной 400 мм.

Таблица 1

Плотность, твёрдость, размер интерметаллидов $SnSb$ исследуемых материалов и данные по интенсивности изнашивания наплавочных прутков и литого сплава Б83

Состав	Плотность, г/см ³	НВ	Размер интерметаллидной фазы $SnSb$ (L_{cp})	Интенсивность изнашивания, $I_m \times 10^{-5}$ г/м
Б83 литой	7,39	23,6	79	1,80
Б83 (Э)	7,29	23,3	68	1,72
Б83+5масс.% SiC (Э)	6,84	25,4	60	1,56
Б83+0,25масс.% B_4C (Э)	7,30	23,2	56	1,71
Б83+0,25 масс.% B (Э)	7,38	23,9	54	1,49

Э – образцы после экструзии

Наплавка предусматривает нанесение расплавленного металла на минимально оплавленную металлическую поверхность с последующей его кристаллизацией для создания слоя с заданными свойствами и размерами. Для наплавки применяют специальные присадочные материалы в виде гранул, проволоки, прутков и лент [13]. Для использования в качестве расходных электродов согласно ГОСТ 21449 двухметровые прутки диаметром 3 мм нарезали на стержни длиной 400 мм.

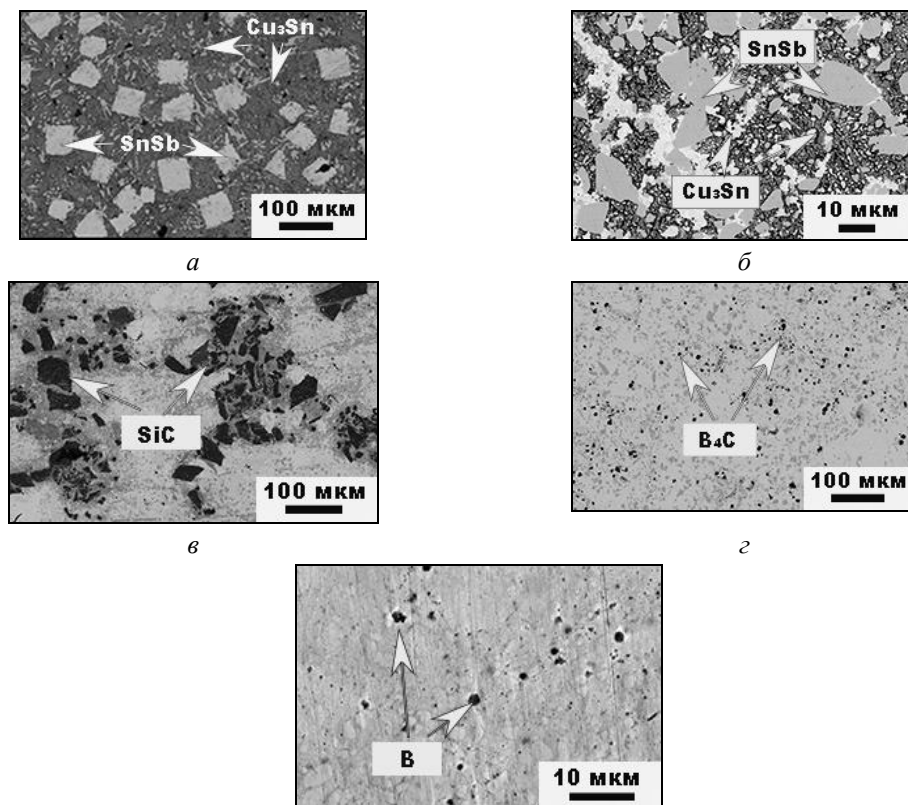


Рис.4. Структура литого сплава Б83 (а), порошка Б83 после экструзии (б) и КМ: Б83+5 масс.% SiC (в), Б83+0,25масс.%B₄C (г), Б83+0,25 масс.%B (д)

Наплавленные валики характеризуются гладкой поверхностью с плавным переходом к металлу подложки (рис. 5). Отсутствие пористости в наплавленных слоях свидетельствует о правильном выборе технологических параметров дуговой наплавки.



Рис.5. Внешний вид наплавленного композиционного слоя

Электронная микроскопия (рис.6) позволяет идентифицировать линию сплавления, стальную подложку и интерметаллидные включения в оловянистой основе покрытия из баббита Б83. В структуре наплавленного слоя из экструдированного Б83 видны чётко огранённые крупные включения интерметаллидов SnSb, характерные для литого материала, однако форма включений Cu_3Sn изменена от иглообразной на более округлую (рис. 6,а). Введение в баббит микронных частиц SiC, либо субмикронных частиц V_4C или В привело к еще большему измельчению структуры наплавленных слоев. Изменилась форма интерметаллидов SnSb и Cu_3Sn (рис. 6 б, в, г). Округлая форма кристаллов Cu_3Sn выявлена в структуре баббита, армированного и SiC и V_4C или В. Покрытие, полученное с применением наплавочного прутка состава Б83 +5 масс.% SiC, представлено на рис.7. Видно, что в покрытии содержатся армирующие частицы. Распределение частиц SiC по глубине наплавленного слоя не равномерно, в основном армирующий наполнитель сосредоточен в приграничной к поверхности области. Следует отметить, что линия сплавления наплавленных слоев всех исследованных составов с основой из стали марки СтЗсп является непрерывной и не содержит дефектов.

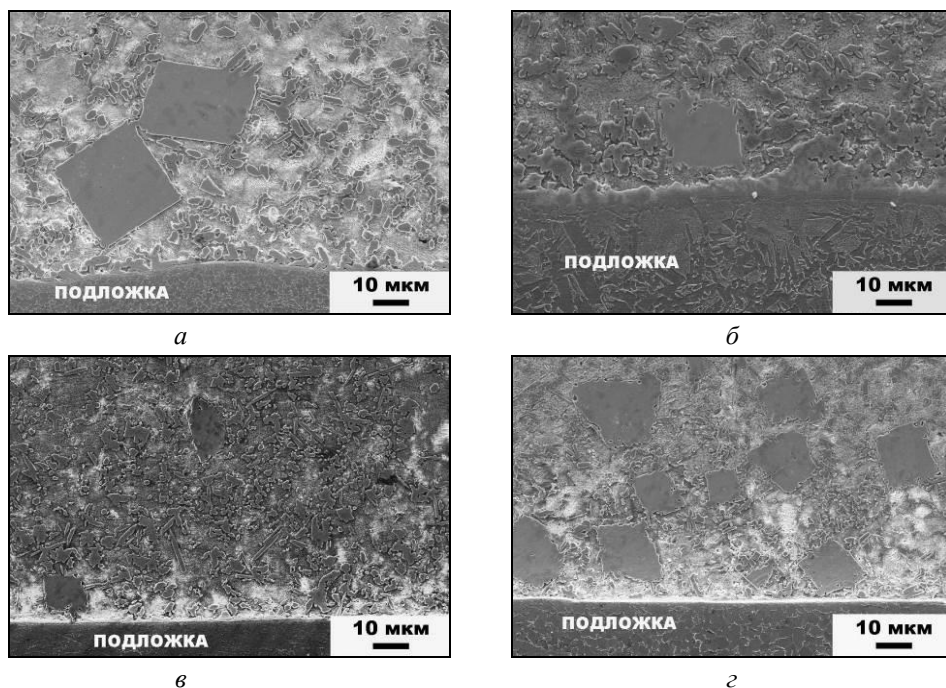


Рис.6. Микроструктура наплавленных слоев: а – Б83, б – Б83+5 масс.%SiC, в – Б83+0,25 масс.%В₄С, г – Б83+0,25масс.%В

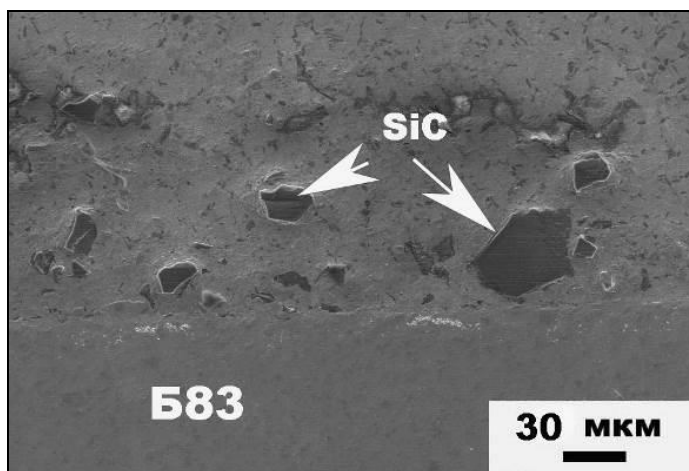


Рис.7. Структура наплавленного слоя Б83+5 масс. %SiC.

В таблице 2 представлены результаты определения свойств, структуры и трибологических характеристик наплавленных слоев соответствующих составов в сравнении со свойствами литого баббита.

Таблица 2

Твердость НВ, размер интерметаллидной фазы SnSb (L_{cp}), интенсивность изнашивания (I_m) и коэффициент трения ($f_{тр}$) наплавленных слоев

№ обр.	Состав наплавленного прутка	НВ	L_{cp} , мкм	$I_m \times 10^{-5}$, г/м	$f_{тр}$
	Б83 литой	23,6	79	2,73	0,43
1	Б83 (НС)	25,3	47	2,62	0,41
4	Б83 + 5 масс.% SiC (НС)	28,5	45	1,85	0,68
3	Б83 + 0,25 масс.% V_4C (НС)	21,3	36	1,77	0,55
2	Б83 + 0,25 масс.% В (НС)	27,6	38	1,71	0,53

НС – наплавленный слой

По сравнению с исходным литым сплавом в структуре наплавленных слоев происходит измельчение интерметаллидов SnSb. В исходном промышленном литом сплаве Б83 средний размер интерметаллидов SnSb составил 79 мкм, тогда как в наплавленном слое их размер уменьшился до 47 мкм в покрытии из Б83 и до 36 и 38 мкм в покрытиях составов Б83 + 0,25 масс.% V_4C и Б83 + 0,25 масс.% В. В первом случае это связано с высокими скоростями охлаждения в процессе наплавки, а во втором дополнительно сказывается присутствие армирующих субмикронных частиц V_4C и В. Тугоплавкие частицы SiC являются термическими стопорами, препятствующими развитию химических реакций роста интерметаллидных фаз, а субмикронные частицы V_4C и В выполняют роль модификатора структуры, являясь центрами зарождения интерметаллидных фаз при кристаллизации расплава на поверхности стальной основы. Таким образом, введение в расплав тугоплавких армирующих частиц микронного и субмикронного размера является одним из способов объемного модифицирования за счет влияния на размеры образующихся интерметаллидных фаз, межфазное взаимодействие по поверхностям раздела между интерметаллидами и твёрдым раствором сурьмы и меди в олове, а так же на дисперсность элементов литой структуры матричного сплава после кристаллизации.

Сформированные покрытия в виде наплавленных слоев из Б83 и КМ характеризуются значениями твёрдости, соизмеримыми с материалом наплавленных прутков соответствующих составов (табл.1). Небольшое увеличение показателей твердости объясняется возросшей дисперсностью структуры и градиентом распределения армирующих частиц. Концентрация более легких по сравнению с матричным сплавом Б83 армирующих частиц выше в верхних слоях покрытия. Покрытия из КМ по результатам

трибологических испытаний показали большую износостойкость по сравнению с покрытием из сплава В83. Высокопрочные частицы SiC, введенные в матричный сплав баббита, более эффективно оказывают сопротивление износу по сравнению с интерметаллидными фазами. Субмикронные армирующие частицы V_4C и В не могут защитить матрицу от механического уноса материала, но оказывают косвенное положительное влияние на износостойкость благодаря упрочнению матрицы за счет диспергирования ее структуры.

Анализ значений коэффициентов трения показывает целесообразность армирования и модифицирования структуры высокопрочными субмикронными керамическими частицами V_4C и В с целью повышения износостойкости наплавленных слоев (табл. 2). При данной схеме испытания значения коэффициентов трения покрытий увеличились на 20%, а износостойкость возросла на 40-50% по сравнению с покрытием из сплава В83.

Заключение

Показана принципиальная возможность изготовления наплавочных прутков из КМ методами порошковой металлургии и экструзии для формирования износостойких слоев из сплава системы SnSbCu методом дуговой наплавки.

Показано, что интенсивность изнашивания литого сплава В83 значительно выше, чем материала нанесенных покрытий, что связано с измельчением интерметаллидных фаз SnSb и Cu_3Sn и содержанием в наплавленных слоях микронных и субмикронных частиц SiC, V_4C и В.

Работа выполнялась по государственному заданию № 007-00129-18-00.

Литература

1. Т.А. Чернышова, Р.С. Михеев, И.Е. Калашников, И.В. Акимов, Е.И. Харламов. Разработка и апробация композиционных материалов систем Al-SiC, Al-TiC в узлах трения нефтедобывающего оборудования // Физика и химия обработки материалов. - 2010. №5. с. 78-86.
2. Калашников И.Е., Болотова Л.К., Чернышова Т.А. Трибологические характеристики литых алюмоматричных композиционных материалов, модифицированных наноразмерными тугоплавкими порошками / Российские нанотехнологии. 2011. Т. 6. № 1-2. с. 135-142.
3. И.Е. Калашников, Л.К. Болотова, Л.И. Кобелева, П.А. Быков, А.Г. Колмаков. Исследование продуктов износа при трибологических испытаниях алюмоматричных композиционных материалов. Деформация и разрушение материалов. 2014, № 6, с.6-11.

4. П.А. Быков, И.Е. Калашников, Л.К. Болотова, Л.И. Кобелева, А.Г. Колмаков. Определение износа и построение карт трения при трибологических испытаниях алюмоматричных композиционных материалов. Учёные записки ЗабГУ (3) 62, 2015, с. 30-37.
5. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника). А.В. Чичинадзе, Э.М. Берлинер, Э.Д. Браун и др.; Под общ. Ред. А.В. Чичинадзе. М.: Машиностроение. 2003. 469 с.
6. Никифоров П.А., Гридасова Е.А., Рындин Н.С. Микроструктуры баббитовых покрытий, полученных методом лазерной порошковой наплавки / Вестник Инженерной школы Дальневосточного федерального университета. 2015. №4 (25). с. 80-86.
7. Дроконов А.М., Осипов А.В., Бирюков А.В. Подшипники турбинных установок: учебное пособие / Брянск: БГТУ. 2009. 103 с.
8. Гвоздев П.П., Коберник Н.В., Михеев Р.С. Влияние углеродных нанотрубок на структуру и свойства антифрикционных покрытий / Сварка и диагностика. 2013. №6. с. 36-39.
9. M. Moazami Goudarzi, S.A. Jenabali Jahromi, A. Nazarboland. Investigation of characteristics of tin-based white metals as a bearing material / Materials and Design. 2009. V.30. P. 2283–2288.
10. Любарский И.М., Палатник Л.С. Металлофизика трения / М.: Metallurgy. 1976. 176 с.
11. Чернышова Т.А., Калашников И.Е., Самохин А.В., Алексеев Н.В., Болотова Л.К., Кобелева Л.И. Исследование модифицирующего влияния добавок нанопорошков, полученных плазмохимическим синтезом, на структуру литых алюмоматричных КМ / Российские нанотехнологии. 2009. Т.4. №7-8. с.149-154.
12. Крушенко Г.Г., Фильков М.Н. Модифицирование алюминиевых сплавов нанопорошками / Нанотехника. 2007. №4 (12). с.58-64.
13. Коберник Н.В., Михеев Р.С., Гуркин С.В., Кремлев С.С., Ваганов В.Е., Калашников И.Е. Разработка композиционных гранул для плазменно-порошковой наплавки антифрикционных покрытий, модифицированных углеродными наноструктурами. Сварка и диагностика. 2017. №1. с. 58-63.