

СОЗДАНИЕ КОМПОЗИТНЫХ БРОНЗ, АРМИРОВАННЫХ СТАЛЬНЫМИ ДЕНДРИТАМИ

© 2018 г. **Б.А. Потехин, А.С. Христолюбов, А.Ю. Жилияков**

Уральский государственный лесотехнический университет (УГЛТУ), г. Екатеринбург

Уральский федеральный университет (УрФУ)
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

Статья поступила в редакцию 20.09.17 г., доработана 13.11.17 г., подписана в печать 20.11.17 г.

Исследована группа композитных бронз БрЖНКА 9-4-1-1, БрЖНА 12-7-1 и др., в которых хрупкие интерметаллиды типа Cu_3Sn «заменены» на стальные дендриты. Изучен массоперенос Fe, Ni, Co, Al между матрицей и дендритами в этих композитах. Дисперсность дендритов в зависимости от способов производства указанных сплавов может быть повышена в 10 раз, например при вакуумном способе литья. Механические свойства образцов типа БрЖНКА ($\sigma_b = 372$ МПа, $\delta = 25$ %, $\psi = 42$ %) по сравнению с прототипом БрО10 выше: твердость σ_b — на 50 %, пластичность δ и ψ — в 4–5 раз, износостойкость — на порядок, а коэффициент трения ниже на 20–30 %. Установлен факт существенного влияния дисперсности дендритной компоненты на интенсивность изнашивания бронзы типа БрЖНА. Так, при поперечном сечении дендритов 1 и 10 мкм интенсивность изнашивания составляет 0,002 и 0,025 соответственно, что на порядок ниже, а коэффициент трения при этом не изменяется, т.е. не зависит от дисперсности дендритов. Весь комплекс механических, технологических и служебных свойств позволяет считать обоснованным и перспективным полупромышленное апробирование нового класса композитных бронз типа БрЖНКА, армированных дендритами из мартенситно-старееющей стали Н12К7Ю, для узлов трения–скольжения.

Ключевые слова: бронза, дендрит, дисперсионное твердение, интерметаллид, твердый раствор, коэффициент трения, механические свойства.

Потехин Б.А. — докт. техн. наук., профессор кафедры технологии металлов УГЛТУ (620100, г. Екатеринбург, Сибирский тракт, 36). E-mail: pba-nn@yandex.ru.

Христолюбов А.С. — вед. инженер кафедры технологии металлов УГЛТУ. E-mail: alexander-ural@mail.ru.

Жилияков А.Ю. — канд. техн. наук, вед. инженер кафедры термообработки и физики металлов УрФУ (620062, г. Екатеринбург, ул. Мира, 28). E-mail: a.y.zhilyakov@urfu.ru.

Для цитирования: Потехин Б.А., Христолюбов А.С., Жилияков А.Ю. Создание композитных бронз, армированных стальными дендритами // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 4. С. 68–76.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-4-68-76.

Potekhin B.A., Khristolyubov A.S., Zhilyakov A.Yu.

Creation of composite bronzes reinforced by steel dendrites

The paper studies the group of composite bronzes, BrFNCA 9-4-1-1, BrFNA 12-7-1 and others where brittle Cu_3Sn intermetallics are «replaced» by steel dendrites. The mass transfer of Fe, Ni, Co, Al between the matrix and dendrites in these bronzes is investigated. Dendrite dispersion depending on the methods used to produce these bronzes can be increased by a factor of 10, for example, in the vacuum casting process. The mechanical properties of BrFNCA samples ($\sigma_b = 372$ МПа, $\delta = 25$ %, $\psi = 42$ %) are higher as compared with the BrO10 prototype: by 50 % in terms of σ_b hardness, and by 4–5 times in terms of δ and ψ plasticity. The coefficient of friction is lower than that of BrO10 by 20–30 %, and wear resistance is higher by an order of magnitude. The fact of a significant effect of the dendritic component dispersion on the BrFNA bronze wear rate is found. Thus, the wear rate for 1 μm and 10 μm dendrite cross sections is 0,002 and 0,025, respectively, and the coefficient of friction remains unchanged, i.e. it does not depend on dendrite dispersion. The whole set of mechanical, processing and service properties makes it possible to consider that the semicommercial tests of this new class of BrFNCA composite bronzes reinforced with H12C7A maraging dendrites for sliding friction units are justified and promising.

Keywords: bronze, dendrite, dispersion hardening, intermetallic, solid solution, coefficient of friction, mechanical properties.

Potekhin B.A. — Dr. Sci. (Tech.), Prof., Department «Metal technology», Ural State Forest Engineering University (USFEU) (620100, Russia, Ekaterinburg, Sibirskiy tr., 36). E-mail: pba-nn@yandex.ru.

Khristolyubov A.S. — Lead engineer, Department «Metal technology», USFEU. E-mail: alexander-ural@mail.ru.

Zhilyakov A.Y. — Cand. Sci. (Tech.), Lead engineer, Department «Heat treatment and physics of metals», Ural Federal University (620062, Russia, Ekaterinburg, Mira str., 28). E-mail: a.y.zhilyakov@urfu.ru.

Citation: Potekhin B.A., Khristolyubov A.S., Zhilyakov A.Yu. Sozdanie kompozitnykh bronz, armirovannykh stal'nymi dendritami. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2018. No. 4. P. 68–76. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-4-68-76.

Введение

Бронзы, предназначенные для использования в узлах трения—скольжения, например БрО10, имеют довольно низкие технологические свойства: не деформируются ни в горячем, ни в холодном состояниях, не свариваются, не наплавляются, что обусловлено присутствием в них хрупких интерметаллидов типа Cu_3Sn [1]. Ранее [2—4] были рассмотрены композитные бронзы марок БрЖНКА 9-4-1-1 и БрЖНКА 18-8-2-1, в которых хрупкие интерметаллиды «заменены» стальными дендритами из мартенситно-старееющей стали Н12К7Ю. Эти исследования выявили повышенный уровень механических свойств по сравнению с БрО10 и низкий коэффициент трения.

Экспериментальное обоснование целесообразности создания безоловянистых композитных бронз, армированных стальными дендритами, с повышенными трибологическими, технологическими и механическими характеристиками для применения в узлах трения—скольжения являлось целью настоящей работы.

Материалы и методы исследования

Слитки экспериментальных сплавов массой до 3 кг были получены путем сплавления чистых шихтовых материалов в печи Таммана в восстановительной среде оксида углерода в алундовых тиглях. Слитки-стержни диаметром 7 мм были изготовлены из бронз, полученных путем вакуумного всасывания расплава в кварцевые трубки диаметром 7 мм, длиной 800 мм. Некоторые экспериментальные образцы подвергались ковке при температурах 20 и 700 °С с суммарным обжатием 50 %.

Таблица 1
Химический состав экспериментальных бронз

№ обр.	Марка	Содержание, мас.%					
		Fe	Ni	Co	Al	Sn	Cu
1	БрЖНКА 9-4-1-1	8,60	3,90	1,10	0,80	—	85,30
2	БрЖНКА 18-8-2-1	17,20	7,70	2,00	1,00	—	72,00
3	БрЖНКА 23-8-3-1	23,40	8,00	2,70	0,90	—	65,00
4	БрЖНА 12-7-1	12,88	5,98	—	1,04	—	78,96
5	БрЖНОА 12-7-2-1	11,30	6,96	—	0,79	2,13	78,65
Примечание. Суммарное содержание примесей (Mn, Si, S, P, C, Sn и др.) в каждом сплаве не превышало 0,5 %.							

Термическая обработка объектов исследования проводилась в камерной печи SNOL 8.2/1100. Отклонение температуры от заданной не превышало ± 5 °С.

Количество дендритов в изучаемых образцах оценивалось по методике А.А. Глаголева [5] как площадь (S_d), наблюдаемую в плоскости шлифа. Локальный химический анализ выполнен на растровом электронном микроскопе Jeol JSM 6490-LV с приставкой для микроанализа Oxford Inca Dry Cool (разрешение 133 эВ). Общий химический состав определялся на площадках 1 мм². Полученные результаты трех измерений с различных участков усреднялись (табл. 1).

Механические характеристики сплавов определялись при растяжении стандартных 5-кратных образцов с диаметром рабочей части 5 мм при комнатной температуре на испытательном комплексе Instron 3382.

Коэффициент трения и интенсивность изнашивания оценивались на специальной установке, смонтированной на базе станка с ЧПУ. Испытание проводилось по схеме «диск — пальчиковые образцы» с непрерывной компьютерной фиксацией параметров процесса (давление, скорость скольжения, температура). В каждом эксперименте использовалось по 3 образца размером 6×6×12 мм; контртело — диск из стали ШХ15 (45 HRC). Методика испытаний подробно описана в работе [6].

Результаты и их обсуждение

Железо и кобальт неограниченно растворимы в меди в жидком состоянии ($t > 1200$ °С) и мало растворимы в твердом. Их растворимость в меди при температуре 950 °С составляет соответственно 1,92

и 3,5 %, а при 600 °С — менее 0,05 % [7]. Это предопределяет образование тугоплавких фаз на основе Fe и Co в процессе кристаллизации и твердых растворов Cu—Ni—Al (матрица бронзы) — при более низких температурах [8—11]. Количество дендритов в исследованных сплавах линейно зависит от суммарного содержания в них Fe и Co (см. рис. 1 и табл. 1).

Строение бронз (обр. 1 и 3, табл. 1) представлено на рис. 2. Сформировавшиеся в процессе кристаллизации ($t < 1200$ °С) сплава выделения имеют характерное дендритное строение [12, 13]. В структуре образцов наблюдается Cu—Ni-матрица в виде прожилок и оболочек (рис. 2, *e*), которые дробят стальные дендриты на фрагменты, свободные от меди вследствие незначительной ($\leq 0,01$ %) ее раст-

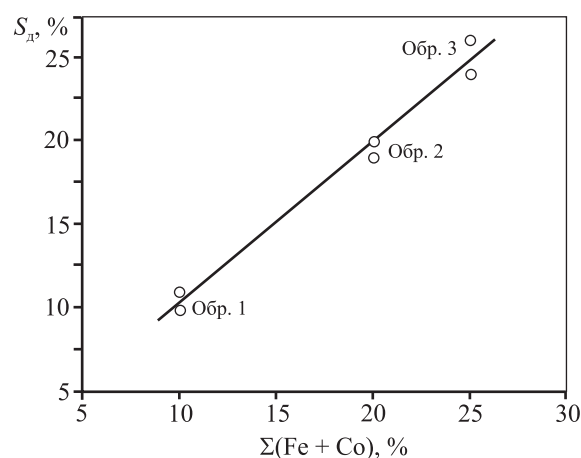


Рис. 1. Зависимость площади дендритов в композитных бронзах (см. табл. 1) от суммарного количества в них Fe и Co

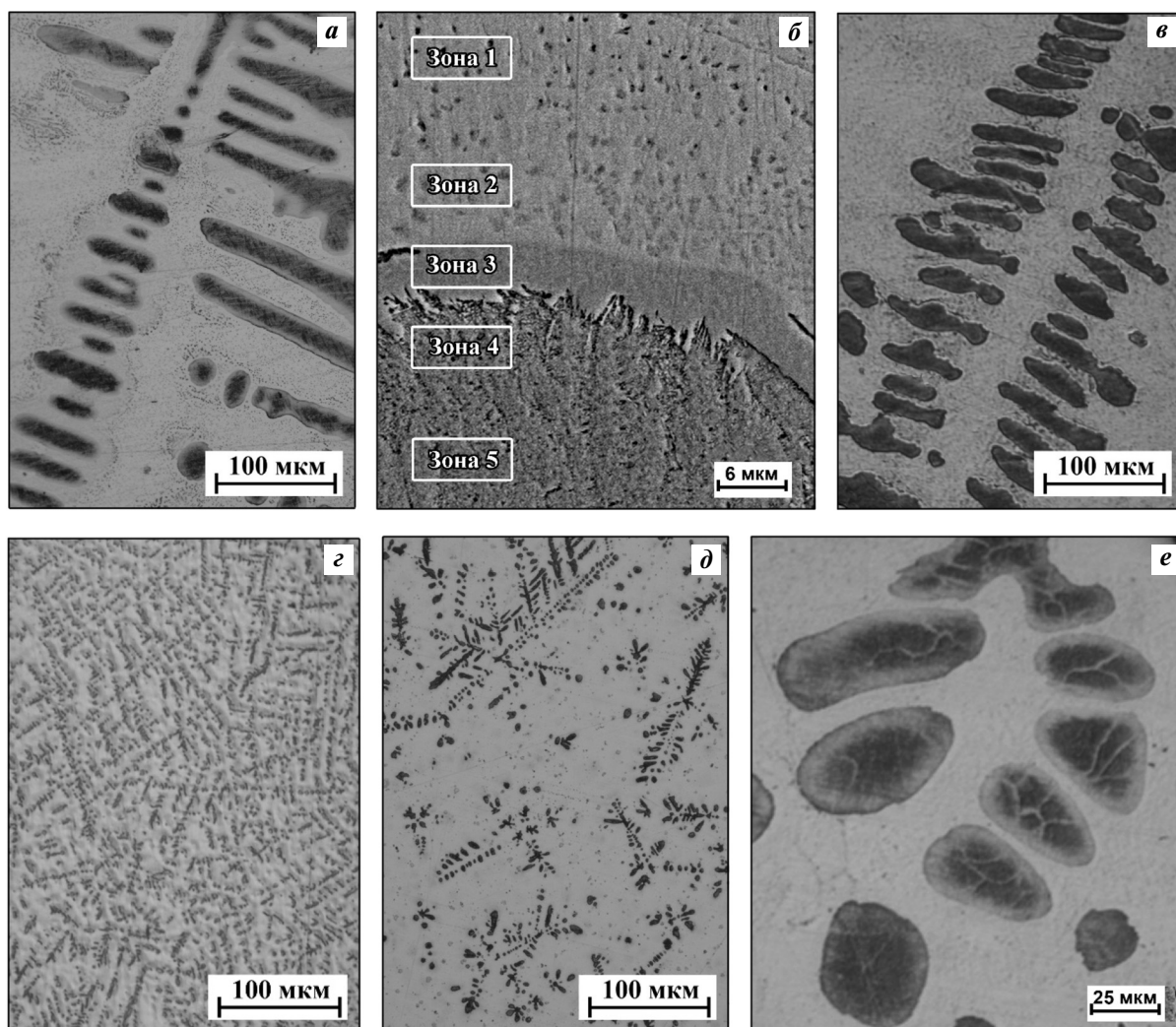


Рис. 2. Структуры композитных бронз БрЖНКА 9-4-1-1 (*a–д*) и БрЖНКА 23-8-3-1 (*е*)

a — обр. 1 в литом состоянии; *б* — обр. 1 после закалки (от 950 °С, 2 ч, вода); *в* — обр. 1 после холодной деформации 50 %; *г* — обр. 1 после вакуумного литья; *д* — обр. 1 после наплавки в среде аргона; *е* — обр. 3 в литом состоянии

Таблица 2

Межфазовое перераспределение легирующих элементов (мас.%) в бронзах при различной термической обработке слитка

№ обр.	Режим термообработки	Матрица								Дендрит				
		≥20 мкм от дендрита				≤10 мкм от дендрита								
		Fe	Ni	Co	Al	Fe	Ni	Co	Al	Fe	Ni	Co	Al	Cu
БрЖНКА 9-4-1-1														
1	Без ТО	1,1	1,6	—	0,9	5,3	4,4	0,7	1,0	62,5	10,5	7,5	0,6	18,8
	Закалка от 950 °С, 1 ч	2,5	2,6	—	0,9	18,2	5,7	2,0	0,8	61,2	12,3	7,5	0,8	18,2
	Закалка + старение 450 °С, 2 ч	1,9	1,7	—	0,7	5,5	4,5	0,7	0,9	62,2	11,2	7,5	0,6	18,4
БрЖНКА 18-8-2-1														
2	Без ТО	2,4	4,2	—	1,1	4,2	5,2	0,7	1,2	59,6	16,2	6,4	0,6	17,1
	Закалка от 950 °С, 1 ч	2,5	2,8	—	0,8	8,8	6,4	1,3	1,1	53,9	15,3	6,6	0,8	23,4
	Закалка + старение 450 °С, 2 ч	2,4	2,9	—	0,7	8,0	4,9	0,9	0,9	57,6	14,8	6,9	0,8	19,9
БрЖНА 12-7-1														
4	Без ТО	2,5	4,1	—	1,4	11,3	7,1	—	1,0	59,4	13,8	—	0,5	26,3
	Закалка от 950 °С, 1 ч	3,3	3,5	—	0,9	27,1	11,8	—	0,9	60,4	14,8	—	0,6	24,2
	Закалка + старение 450 °С, 2 ч	3,1	3,6	—	0,9	5,0	4,8	—	0,8	61,7	14,2	—	0,7	23,5

воримости в железе. По этой причине дендрит может иметь перлитоподобное или оболочковое строение.

В матрице присутствуют дисперсные (около 1 мкм) включения, близкие по составу к дендритам. Они образуются уже в твердом состоянии из матрицы из-за уменьшающейся растворимости железа и кобальта в меди в процессе охлаждения. В табл. 2 показана диффузия Fe, Ni, Al и Co в матрице по направлению к дендритам при $t = 950$ и 450 °С.

Нагрев опытных бронз (обр. 1, 2 и 4) до 950 °С в течение 1 ч и последующая закалка обуславливают изменение химического состава фаз — межфазовое перераспределение основных химических элементов (см. табл. 2). При этом объем (количество) дисперсных включений вблизи дендрита возрастает (см. рис. 2, б). Эти процессы аналогичны для всех исследованных составов. Например, для бронзы БрЖНКА 9-4-1-1 при $t = 950$ °С дисперсные Fe—Ni—Co-включения растворяются в Cu-матрице, далее железо и никель диффундирует к дендритам, обогащая матрицу вблизи дендрита, который при этом по суммарному содержанию Fe + Ni практически не изменяется (см. табл. 2, обр. 1).

При нагреве до 450 °С в течение 2 ч диффузия железа и никеля продолжается в направлении к дендритам, несмотря на незначительную растворимость Fe в Cu ($\leq 0,02$ %) [7, 14—17]. Далее они осаждаются на поверхность дендрита, формируя однородную оболочку (см. рис. 2, б). Это явление не встречается ни в сталях, ни в бронзах, но в исследованных композитных сплавах оно всегда имеет место. В слитках без термической обработки толщина оболочки не превышает 1 мкм, а в результате нагрева образца ее толщина (в плоскости шлифа) возрастает до 3 мкм и более (см. рис. 2, б). Химический состав оболочки и прилегающих к ней зон представлены в табл. 3.

Анализ строения оболочки при увеличениях до $3 \cdot 10^4$ крат не выявил в ней какой-либо структурной или химической неоднородности, а ее состав (зона 3, рис. 2, б) близок к составу первоначального дендрита (зоны 4 и 5). Процесс ее формирования можно представить себе как осаждение атомов Fe, Co, Ni или их групп из твердой медной матрицы на поверхность уже сформировавшихся при кристаллизации дендритов, т.е. оболочка — это однородный твердый раствор. Возможно, что медь формирует весьма дисперсные сегрегации,

Таблица 3

Химический состав дендрита и прилегающих к нему областей матрицы бронзы БрЖНКА 9-4-1-1, закаленной от 950 °С, 1 ч, в воде

№ зоны на рис. 2, б	Область	Содержание, мас.%				
		Fe	Ni	Co	Al	Cu
1	Матрица	5,9	5,9	0,5	1,1	86,6
2		13,0	8,0	1,4	1,3	76,4
3	Оболочка	50,4	17,3	6,4	0,8	25,0
4	Дендрит	53,3	16,9	6,2	0,7	22,8
5		57,2	14,3	7,0	0,7	20,8

но тогда их размер должен быть менее 60 нм, так как при большом увеличении ($3 \cdot 10^4$ крат) они не наблюдались.

Таким образом, можно полагать, что дендриты после закалки от 950 °С состоят из двух фаз — высоколегированной стали (70—80 %) и бронзы в виде тонких прослоек (20—30 %). Состав последних близок к прилегающей к дендриту матрице соответствующего сплава, а стальная часть дендрита, по нашим оценкам (см. табл. 2), содержит, мас. %:

12 Ni, 7 Co, 1 Al (обр. 1) и 15 Ni, 7 Co, 1 Al (обр. 2). Эта стальная компонента дендритов может быть идентифицирована как мартенситно-стареющая сталь [18, 19].

Также были рассмотрены бронзы типа БрЖНА 12-7-1 (обр. 4 в табл. 1), которые по морфологическим особенностям структуры, процессам перераспределения легирующих элементов в системе матрица—дендрит практически не отличаются от Со-содержащих [2—4], за исключением меньшей растворимости в матрице кобальта по сравнению с железом.

Механические свойства исследованных сплавов представлены в табл. 4. Прочностные свойства (σ_b) композитных бронз существенно выше, чем широко применяемых оловянистых бронз типа БрО10 и ее аналогов [1], при том что предел текучести мало зависит от их состава. Показатели пластичности (ψ , δ) этих бронз, особенно без термической обработки, в 3—4 раза выше, причем наиболее высокие ее значения наблюдаются в отливках без тепловых обработок.

Вакуумные отливки (обр. 4* и 5 в табл. 4) вследствие высокой скорости кристаллизации и охлаждения имеют дисперсность дендритов на порядок выше, чем при обычном литье или в слитках [20],

Таблица 4

Механические свойства экспериментальных бронз в зависимости от их состава и технологии обработки

№ обр.	Марка	Режим термообработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ψ , %	δ , %	δ_p , %
—	БрО10	Без ТО	170	215	10—14	3—10	—
1	БрЖНКА 9-4-1-1	Без ТО	153	372	42,0	25,0	14,1
		Закалка от 950 °С, 1 ч	148	311	37,8	26,2	18,3
		Старение при 450 °С, 2 ч	136	264	14,5	6,6	5,3
4	БрЖНА 12-7-1	Без ТО	170	364	42,8	38,2	20,3
		Закалка от 950 °С, 1 ч	147	300	—	66,9	34,2
		Старение при 450 °С, 2 ч	149	301	39,4	51,4	39,3
4*	БрЖНА 12-7-1	Вакуумное литье без ТО	220	295	38,5	16,0	6,4
		Старение при 450 °С, 2 ч	238	322	35,5	11,1	5,5
5	БрЖНОА 12-7-2-1	Вакуумное литье без ТО	208	220	18,4	6,7	4,1
		Старение при 450 °С, 2 ч	240	329	7,6	2,6	0,6
Примечание. Закалку вакуумных отливок (обр. 4* и 5) не проводили, так как высокая скорость их кристаллизации фактически обеспечивала закалку из жидкого состояния.							

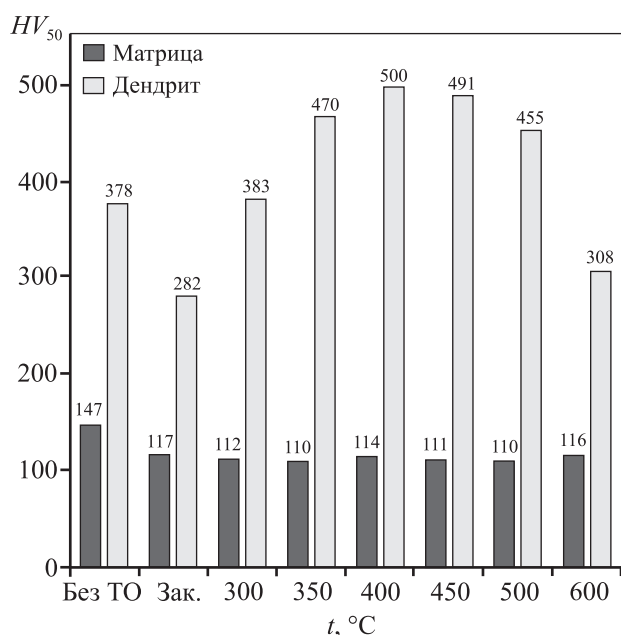


Рис. 3. Влияние температуры старения ($\tau = 2$ ч) на микротвердость структурных составляющих литой бронзы БрЖНКА 9-4-1-1 после ее закалки от 950 °С, 1 ч в воде

полученных в тиглях (см. рис. 2, з), что повышает их предел текучести на 25—35 %.

Технологические свойства исследованных композитных бронз принципиально выше оловянистых. Они без разрушения подвергаются свободной ковке как при 20 °С, так и при горячей деформации на 50 % (морфология дендритов при этом несколько изменяется (см. рис. 2, а, в)), их можно наплавлять на сталь, а также на серый чугун без отбела. Последнему способствует то, что расплавленные при наплавке чугунные поверхности легируются сильными графитизаторами (Cu, Ni, Al) и вместо отбеленной поверхности сплавления формируется графитизированная прослойка [21].

Наличие олова в композитных бронзах, особенно после старения при 450 °С в течение 2 ч, существенно снижает показатели пластичности, что обусловлено формированием в них абсолютно хрупких интерметаллидов Cu_3Sn , как и во всех оловянистых бронзах [1].

Старение композитных бронз в целом мало влияет на прочностные показатели, так как в их составе велика доля «мягкой» медно-никелевой матрицы (см. рис. 1). Но микротвердость (HV_{50}) дендритов при старении повышается существенно с 282 ед. после закалки до 490—500 ед. после дис-

персионного твердения при $t = 400\div 450$ °С (рис. 3), что сопоставимо с микротвердостью интерметаллидов группы В (Cu_3Sn , SnSb и др.) (см. рис. 3). Это может существенно влиять на комплекс трибологических свойств композитных бронз, особенно на износостойкость.

Экспериментальная оценка трибологических свойств — коэффициента трения (рис. 4) и интенсивности изнашивания (I) — исследованных сплавов в сравнении с бронзой БрО10 показала существенное преимущество Со-содержащих бронз типа БрЖНКА. Так, интенсивность изнашивания БрЖНКА 23-8-3-1 на порядок ниже, чем, например, у БрО10 (табл. 5).

Обращает на себя внимание экспериментальный факт влияния дисперсности дендритов в сплаве БрЖНА 12-7-1 на трибологические свойства (см. табл. 5, обр. 4). Эта бронза в слитке имеет структуру, подобную представленной на рис. 2, а, а она же, полученная вакуумным всасыванием или аргонодуговым переплавом (см. рис. 2, з, д), имеет дисперсность дендритов на порядок выше. Именно этот факт уменьшает интенсивность изнашивания на порядок, при том что коэффициент трения (кр. 4 на рис. 4) практически не зависит от дисперсности дендритной составляющей. В данном случае есть основания полагать, что дисперсность структуры приводит к формированию при

Таблица 5

Интенсивность изнашивания экспериментальных бронз в зависимости от состава и термической обработки

№ обр.	Марка	Режим ТО	I , мкм/км
—	БрО10	Без ТО	0,025
1	БрЖНКА 9-4-1-1	Без ТО	0,018
		Закалка от 950 °С, 1 ч + старение при 450 °С, 2 ч	0,045
2	БрЖНКА 18-8-2-1	Без ТО	0,032
		Закалка от 950 °С, 1 ч + старение при 450 °С, 2 ч	0,125
3	БрЖНКА 23-8-3-1	Без ТО	0,003
4	БрЖНА 12-7-1	Без ТО	0,025
		Вакуумное литье	0,002
		Аргонодуговой переплав	0,007

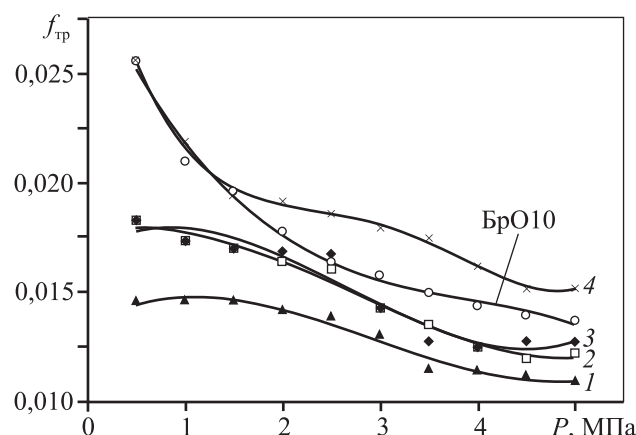


Рис. 4. Коэффициент трения экспериментальных бронз без термической обработки в зависимости от давления при скорости скольжения 3,3 м/с

1 – БрЖНКА 9-4-1-1, 2 – БрЖНКА 18-8-2-1, 3 – БрЖНКА 23-8-3-1, 4 – БрЖНА 12-7-1

трении микрорельефа повышенной маслосъемности и, как следствие, к снижению интенсивности изнашивания при длительных испытаниях (путь трения составлял 100 км).

Заключение

Выполненное исследование показало возможность создания композитных бронз, армированных стальными дендритами, выполняющими функцию опорной поверхности взамен интерметаллидов типа Cu_3Sn . Эта «замена» существенно повышает весь комплекс механических характеристик, а уровень технологических свойств обеспечивает возможность использовать композитные бронзы в горячедеформированном состоянии, что расширяет область их применения. Эти сплавы могут применяться для наплавки, например на серый чугун, или для сварки.

Уровень прочности экспериментальных бронз выше на 50 %, а показатели пластичности больше в 3–4 раза по сравнению с БрО10. Основное служебное свойство — коэффициент трения — существенно ниже у композитных бронз, а износостойкость на порядок выше (БрЖНКА 23-8-3-1), чем у БрО10 и ее аналогов.

Благоприятным является и тот факт, что армирование дендритами происходит естественно в ходе кристаллизации, и этим процессом можно управлять.

Полученные в работе результаты обосновывают целесообразность полупромышленного апроби-

рования одного из уточненных вариантов исследованных сплавов как нового класса композитных бронз для соответствующих узлов трения—скольжения в машиностроении [22]. При этом следует ожидать повышения их долговечности.

Исследования химического состава фаз и механических свойств выполнены в лаборатории структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов ЦКП УрФУ под руководством канд. техн. наук С.В. Беликова.

Литература

1. Арзамасов Б.Н. Конструкционные материалы: Справочник. М.: Машиностроение, 1990.
2. Potekhin B., Hernández A., Khristolyubov A., Ilushin V. Formación de la estructura y propiedades de los bronce Fe—Ni—Al // Proc. VI Congr. Inter. Mater. «CIM 2011» (Colombia, Bogotá D.C., 27—30 Nov. 2011). P. 67—75.
3. Потехин Б.А., Христоролюбов А.С., Жияков А.Ю., Илюшин В.В. Особенности формирования структуры композитных бронз, армированных стальными дендритами // Вопросы материаловедения. 2013. No. 4 (76). С. 43—49.
4. Потехин Б.А., Илюшин В.В., Христоролюбов А.С., Жияков А.Ю. Формирования структуры композитных бронз, армированных стальными дендритами // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. No. 4. С. 442—448.
5. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970.
6. Потехин Б.А., Илюшин В.В., Христоролюбов А.С. Особые свойства баббита Б83, полученного турбулентным способом литья // Литье и металлургия. 2010. No. 3 (57). С. 78—81.
7. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. М.: Машиностроение, 1997. Т. 2.
8. Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. Сплавы на основе систем с ограниченной растворимостью в жидком состоянии. М.: Интерконтакт наука, 2002.
9. Köster W., Dannöehl W. Das system kupfer—nickel—eisen // Z. Metallkd. 1935. No. 9. S. 220—226.
10. Qin G.W., Zhao G., Jiang M., Li H.X., Hao S.M. The isothermal sections of the Cu—Ni—Fe ternary system at 600, 800, 1000, and 1050 °C // Z. Metallkd. 2000. No. 5. S. 379—382.
11. Gupta K.P. The Cu—Fe—Ni (copper—iron—nickel)

- system // *Phase Diagram of Ternary Nickel Alloys*. 1990. No. 1. P. 290—315.
12. Chuang Y.Y., Schmid R., Chang Y.A. Calculation of the equilibrium phase diagrams and the spinodally decomposed structures of the Fe—Cu—Ni system // *Acta Mater.* 1985. No. 8. P. 1369—1380.
 13. Lopez V.M., Sano N., Sakurai T., Hirano K. A study of phase decomposition in Cu—Ni—Fe alloys // *Acta Metall. Mater.* 1993. No. 1. P. 265—271.
 14. Ronka K.J., Kodentsov A.A., Van Loon P.J.J., Kivilahiti J.K., Van Loo F.J.J. Thermodynamic and kinetic study of diffusion paths in the system Cu—Fe—Ni // *Metall. Mater. Trans. A*. 1996. Vol. 27. No. 8. P. 2229—2238.
 15. Ugaste U., Kodentsov A.A., Van Loo F.J. Interdiffusion and Kirkendall-effect in the Fe—Ni—Cu system // *Sol. St. Phenomena*. 2000. No. 72. P. 117—122.
 16. Divinski S.V., Hisker F., Herzig Chr., Filipek R., Danielewski M. Self- and interdiffusion in ternary Cu—Fe—Ni alloys. URL: http://ceramtr.ceramika.agh.edu.pl/~icmmagh/artykuly/228%20Filipek_p50.pdf (accessed: 07.06.2017).
 17. Wang C.P., Liu X.J., Ohnuma I., Kainuma R., Ishida K. Thermodynamic database of the phase diagrams in Cu—Fe base ternary systems // *J. Phase Equilib. Diffus.* 2004. Vol. 25. No. 4. P. 320—328.
 18. Потак Я.М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972.
 19. Потак Я.М., Сагалевиц Е.А. Структурная диаграмма деформируемых нержавеющей сталей. М.: МТОМ. 1971. No. 9. С. 12—16.
 20. Baricco M., Bosco E., Acconciaioco G., Rizzi P., Coisson M. Rapid solidification of Cu—Fe—Ni alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 2004. P. 375—377, 1019—1023.
 21. Potekhin B.A., Khristolyubov A.S., Hernandez Fereira A.A. New class of composite bronze, armed with steel dendrites for antifriction technique // *Proc. XXIV Inter. Sci. Conf. «Trans & Motauro 16»* (Varna, Bulgaria, June 2016). P. 36—69.
 22. Шумяков В.И., Потехин Б.А., Коробов Ю.С., Христюков А.С., Илюшин В.В., Кочугов С.П., Балин А.Н., Вишневецкий А.А. Порошковая проволока для получения антифрикционных покрытий: Пат. 170923 (РФ). 2017.
 2. Potekhin B., Hernández A., Khristolyubov A., Ilushin V. Formación de la estructura y propiedades de los bronce Fe—Ni—Al In: *Proc. VI Congr. Inter. Mater. «CIM 2011»* (Colombia, Bogotá D.C., 27—30 Nov. 2011). P. 67—75.
 3. Potekhin B.A., Khristolyubov A.S., Zhilyakov A.Yu., Ilyushin V.V. Osobennosti formirovaniya struktury kompozitnykh bronz, armirovannykh stal'nymi dendritami [Features of the formation of the structure of composite bronzes reinforced with steel dendrites]. *Voprosy materialovedeniya*. 2013. No. 4. (76). С. 43—49.
 4. Potekhin B.A., Ilyushin V.V., Khristolyubov A.S., Zhilyakov A.Yu. Formirovaniya struktury kompozitnykh bronz, armirovannykh stal'nymi dendritami [Forming the structure of composite bronzes reinforced with steel dendrites]. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2014. Vol. 115. No. 4. P. 442—448.
 5. Saltykov S.A. Stereometricheskaya metallografiya [Stereometric metallography] Moscow: Metallurgiya, 1970.
 6. Potekhin B.A., Ilyushin V.V., Khristolyubov A.S. Osobyie svoistva babbita B83, poluchennogo turbulentnym sposobom lit'ya [Special properties of babbitt B83 obtained by turbulent casting]. *Lit'e i metallurgiya*. 2010. No. 3 (57). P. 78—81.
 7. Lyakishev N.P. Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem: Spravochnik [Diagrams of the state of double metal systems: Handbook]. Moscow: Mashinostroenie, 1997.
 8. Avraamov Yu.S., Shlyapin A.D. Splavy na osnove sistem s ogranichennoi rastvorimost'yu v zhidkom sostoyanii [Alloys based on systems with limited solubility in the liquid state] Moscow: Interkontakt nauka, 2002.
 9. Köster W., Dannöehl W. Das system kupfer—nickel—eisen. *Z. Metallkd.* 1935. No. 9. S. 220—226.
 10. Qin G.W., Zhao G., Jiang M., Li H.X., Hao S.M. The isothermal sections of the Cu—Ni—Fe ternary system at 600, 800, 1000, and 1050 °C. *Z. Metallkd.* 2000. No. 5. S. 379—382.
 11. Gupta K.P. The Cu—Fe—Ni (copper—iron—nickel) system. *Phase Diagram of Ternary Nickel Alloys*. 1990. No. 1. P. 290—315.
 12. Chuang Y.Y., Schmid R., Chang Y.A. Calculation of the equilibrium phase diagrams and the spinodally decomposed structures of the Fe—Cu—Ni system. *Acta Mater.* 1985. No. 8. P. 1369—1380.

References

1. Arzamasov B.N. Konstruktsionnye materialy: Spravochnik [Structural Materials: Handbook]. Moscow: Mashinostroenie, 1990.

13. Lopez V.M., Sano N., Sakurai T., Hirano K. A study of phase decomposition in Cu—Ni—Fe alloys. *Acta Metall. Mater.* 1993. No. 1. P. 265—271.
14. Ronka K.J., Kodentsov A.A., Van Loon P.J.J., Kivilahti J.K., Van Loo F.J.J. Thermodynamic and kinetic study of diffusion paths in the system Cu—Fe—Ni. *Metall. Mater. Trans. A*. 1996. Vol. 27. No. 8. P. 2229—2238.
15. Ugaste U., Kodentsov A.A., Van Loo F.J. Interdiffusion and Kirkendall-effect in the Fe—Ni—Cu system. *Sol. St. Phenomena*. 2000. No. 72. P. 117—122.
16. Divinski S.V., Hisker F., Herzog Chr., Filippek R., Danielewski M. Self- and interdiffusion in ternary Cu—Fe—Ni alloys. URL: http://ceramrtr.ceramika.agh.edu.pl/~icmmagh/artykuly/228%20Filipek_p50.pdf (accessed: 07.06.2017).
17. Wang C.P., Liu X.J., Ohnuma I., Kainuma R., Ishida K. Thermodynamic database of the phase diagrams in Cu—Fe base ternary systems. *J. Phase Equilib. Diffus.* 2004. Vol. 25. No. 4. P. 320—328.
18. Potak Ya.M. Vysokoprochnye stali [High-strength steel]. Moscow: Metallurgiya, 1972.
19. Potak Ya.M., Sagalevich E.A. Strukturnaya diagramma deformiruemykh nerzhavayushchikh stalei [Structural diagram of deformable stainless steels]. *MITOM*. 1971. No. 9. P. 12—16.
20. Baricco M., Bosco E., Acconciaioco G., Rizzi P., Coisson M. Rapid solidification of Cu—Fe—Ni alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 2004. P. 375—377, 1019—1023.
21. Potekhin B.A., Khristolyubov A.S., Hernandez Fereira A.A. New class of composite bronze, armed with steel dendrites for antifriction technique. In: *Proc. XXIV Inter. Sci. Conf. «Trans & Motauto 16»* (Varna, Bulgaria, June 2016). P. 36—69.
22. Shumiyakov V.I., Potekhin B.A., Korobov Yu.S., Khristolyubov A.S., Ilyushin V.V., Kochugov S.P., Balin A.N., Vishnevskii A.A. Poroshkovaya provoloka dlya polucheniya antifriktsionnykh pokrytii [Powder wire for the production of antifriction coatings]: Pat. 170923 (RF). 2017.