
УДК 669.017

Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков

БРОНЗЫ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ И ОСОБЕННОСТИ ИХ ПРОИЗВОДСТВА

UDC 669.017

F. G. Lovshenko, G. F. Lovshenko, I. A. Lozikov

ELECTRICAL BRONZES AND PECULIARITIES OF THEIR PRODUCTION

Аннотация

Рассмотрены основные группы бронз электротехнического назначения: состав, способы производства, свойства, достоинства и недостатки, области применения. Показана перспективность использования механически легированных лигатур при производстве хромовых и хромоциркониевых бронз; приведены их состав, структура и свойства.

Ключевые слова:

электротехнические бронзы: состав, структура, способы производства, свойства, механическое легирование, лигатуры.

Abstract

Basic groups of electrical bronzes are considered, including their composition, production techniques, properties, advantages and disadvantages, and areas of application. Good prospects for using mechanically alloyed master alloys in the production of chromium and chromium-zirconium bronzes are presented, as well as their composition, structure and properties.

Key words:

electrical bronzes: composition, production techniques, properties; mechanical alloying, master alloys.

Введение

Развитие таких важнейших отраслей народного хозяйства, как электротехника, энергетическое машиностроение, электроника, металлургия, автомобилестроение, авиастроение, промышленное строительство и др., явилось причиной расширяющегося с каждым годом серийного производства отдельной группы медных сплавов – низколегированных. Название сплавов указывает на ограничение содержания легирующих элементов. При этом однозначно установленного предела легирования сплавов такого типа не существует.

Обычно к низколегированным относят медные сплавы, в которых суммарная концентрация легирующих эле-

ментов не превышает 5 % и обеспечивает сохранение на достаточно высоком уровне всех положительных свойств меди при существенном увеличении температуры ее рекристаллизации, сопротивлению пластической деформации и разрушению. Несмотря на значительную условность, такой подход позволяет ограничить группу сплавов определенными рамками и тем самым установить общие закономерности их легирования, структуры, свойств, выбора схемы производства и параметров технологии изготовления полуфабрикатов [1, 2]. Благодаря высоким значениям тепло- и электропроводности, низколегированные медные сплавы в ряде случаев являются единственными материалами,

обеспечивающими необходимую работоспособность изделий, и их использование может быть одним из условий создания изделий новой техники.

Для повышения механических свойств низколегированные медные сплавы, как правило, подвергаются пластической деформации. Исходя из основного упрочняющего фактора они подразделяются на две группы – упрочняемые холодной пластической деформацией и дисперсными частицами.

Краткая характеристика основных групп материалов и способов их получения

Материалы, упрочняемые холодной пластической деформацией. К этой группе относятся некоторые латуни и бронзы со структурой двух- или многокомпонентного твердого раствора, которые по основным свойствам близки к меди. Известно, что холодная пластическая деформация меди со степенью, достигающей 80 %, повышает твердость и прочность и снижает электропроводность и пластичность. В нагартованном состоянии предел прочности при растяжении меди достигает 340...390 МПа, твердость – 800...1000 МПа. При этом относительное удлинение снижается до 1...2 %, а удельное электрическое сопротивление повышается с 0,0175 до 0,0182 мкОм·м. Наклеп сохраняется до температур, не превышающих 300 °С.

Легирование меди элементами, растворяющимися в основе, вызывает искажение кристаллической решетки, что приводит к повышению сопротивления сдвигу и снижению электропроводности. В двойных медных сплавах по влиянию на электропроводность все легирующие элементы делятся на две группы. К первой относятся Ag, Cd, Cr, Ca, Zn, Zr, Mg. Они, будучи введенными в количестве до 0,4...1,0 %, уменьшают электропроводность на относительно небольшую величину. Все остальные элементы резко снижают элек-

тропроводность меди. Среди них наиболее отрицательно на это свойство влияют P, As, Ti, Si, Fe, Co. Поэтому их следует считать вредными в медных сплавах для электрических проводников. Упрочнение от образования твердого раствора так же, как и вызываемое наклепом, заметно ослабевает при повышении температуры и практически снимается при нагреве до $0,5T_{пл}$ основы. Влияние холодной пластической деформации на физико-механические свойства твердорастворных сплавов подобно влиянию на медь. Основными недостатками материалов этой группы являются низкие значения прочности и жаропрочности, а также повышенное электрическое, что ограничивает их применение для изготовления изделий электротехнического назначения.

Наиболее эффективным способом повышения физико-механических свойств медных материалов электротехнического назначения для изделий, работающих в жестких температурно-силовых условиях, например, электроды контактной сварки, является *упрочнение дисперсными частицами*, имеющими относительно высокие значения термодинамической стабильности и модуля сдвига. В зависимости от природы упрочняющих частиц, определяющих способ получения и свойства материалов, последние делятся на дисперсно-упрочненные и дисперсионно-твердеющие.

Дисперсно-упрочненные материалы. Дисперсно-упрочненные сплавы относятся к порошковым нульмерным композиционным [3–5] и выгодно отличаются от одномерных (волоконистых), двумерных (слоистых) материалов этого класса изотропностью структуры и свойств, универсальностью, а также относительной простотой производства. Структура их представляет собой матрицу из металла или сплава, в которой равномерно на заданном расстоянии одна от другой распределены дисперсные частицы упрочняющей фазы, химически

не взаимодействующие с матрицей и не растворяющиеся в ней, искусственно вводимые в исходную шихту или формирующиеся в результате взаимодействия между компонентами композиции. В качестве последней используются термодинамически стабильные соединения с высоким значением модуля сдвига – оксиды, карбиды, нитриды, бориды, интерметаллиды [6, 7]. Теория дисперсного упрочнения основана на взаимодействии дисперсных частиц с движущимися дислокациями [8]. Сложность учета многочисленных факторов, влияющих на характер этого взаимодействия, не позволяет в настоящее время предложить модели дисперсного упрочнения. Критический анализ и допустимая область применения основных моделей приведены в [7–9]. Однако, несмотря на отсутствие единой теории дисперсного упрочнения, имеющиеся теоретические и экспериментальные данные [7–10] позволяют сделать важные для практики выводы: дисперсное упрочнение начинает проявляться при среднем расстоянии между дисперсными частицами менее 10 мкм; наибольший эффект упрочнения имеет место в материалах со средним межчастичным расстоянием 0,1...0,5 мкм, при этом средний размер частиц должен находиться в пределах 0,01...0,05 мкм; эффективное упрочнение обеспечивается при содержании упрочняющей фазы 5...10 % (объемн.); дисперсное упрочнение имеет преимущество перед другими методами в интервале температур 0,6...0,9 $T_{пл}$; т. к. Е-модуль, электрическое и термическое сопротивление, а также плотность материала изменяются пропорционально объему дисперсных включений (количество последних составляет 1...10 % (объемн.)), влияние дисперсного упрочнения на указанные свойства невелико; принимая во внимание, что в качестве дисперсных включений применяются термически и хими-

чески стабильные соединения, коррозионная стойкость и жаростойкость при дисперсном упрочнении практически не изменяются.

Исходя из вышеприведенного можно сделать вывод о перспективности применения дисперсно-упрочненных сплавов в качестве материалов электротехнического назначения. Их производство осуществляется следующими способами.

Внутреннее окисление. Наиболее известным методом получения дисперсно-упрочненных медных материалов является внутреннее окисление [11, 12]. Сущность его состоит в том, что при нагреве в окислительной атмосфере сплава, представляющего собой твердый раствор значительно отличающихся по сродству к кислороду металлов, окисляться будет лишь тот компонент, сродство к кислороду которого выше. Зона внутреннего окисления представляет собой чистый матричный металл со статически распределенными мелкими частицами упрочняющей фазы. Строение диффузного слоя зависит от парциального давления кислорода и окислительной среды. Если парциальное давление кислорода выше упругости диссоциации оксидов как металла основы, так и легирующей добавки, то окисляются оба элемента и на поверхности образуется слой оксидов. Непосредственно к этому слою примыкает зона внутреннего окисления. Если парциальное давление кислорода меньше давления диссоциации низшего оксида растворителя, то образуется только зона внутреннего окисления. Глубина окисленной зоны изменяется во времени по параболическому закону. Повышение температур приводит к ускорению процесса, но одновременно с этим увеличивается размер образующихся оксидных частиц. Зависимость между размером частиц и разностью свободных энергий образования оксидов основного металла и легирующего элемента имеет линейный характер. Дисперсные выделения

упрочняющей фазы могут быть получены только в системах с большой разностью свободных энергий образования оксидов. Для меди это может быть достигнуто только в случае легирования ее бериллием, магнием, алюминием.

Наряду со сложностью осуществления, одним из недостатков метода получения дисперсно-упрочненных материалов внутренним окислением является большая длительность процесса.

Механическое смешивание дисперсных порошков. Наиболее простым способом получения дисперсно-упрочненных материалов является механическое смешивание порошков основы и упрочняющей фазы [13, 14]. При этом образуется агрегатная структура, параметры которой зависят от дисперсности применяемых порошков. Если частицы смешиваемых порошков имеют сферическую форму, то при размещении частиц в тетраэдрических пустотах максимальный их диаметр не должен превышать 0,226 диаметра матричного металла. В данном случае максимальное объемное содержание упрочняющей фазы составит 5,13 % и после полного уплотнения смеси среднее межчастичное расстояние равняется 0,57 радиуса частиц порошка матричного металла [7]. Из этого следует, что необходимым условием получения дисперсно-упрочненных композиций механическим смешиванием является применение в качестве исходных материалов дисперсных порошков.

Но при этом следует отметить, что технология получения дисперсных порошков является сложной и малопроизводительной. Кроме того, при хранении и работе с дисперсными порошками возникает ряд трудностей, обусловленных их высокой взрыво-, пожароопасностью и способностью интенсивно взаимодействовать с окружающей средой. Это ограничивает получение дисперсно-упрочненных материалов методом механического смешивания порошков. Большим недостатком его является

также и то, что при смешивании в обычных мельницах достигнуть равномерного распределения упрочняющей фазы трудно. Скопление частиц в отдельных местах приводит к появлению грубых образований в виде прожилок в прессованном полуфабрикате. При смешивании имеет место укрупнение частиц упрочняющей фазы, обусловленное силами электростатического притяжения.

Механическое легирование. Существенный прогресс в области производства дисперсно-упрочненных сплавов связывают с развивающимся в последнее время методом механического легирования, заключающимся в интенсивном смешивании порошков основы и упрочняющей фазы в энергонапряженных мельницах [15, 16]. Наиболее часто для этого применяют атриторы. Рабочими телами в мельницах этого типа являются шары, приводимые в движение лопастями, закрепленными на вращающемся валу. Частота вращения вала изменяется в широком интервале и составляет 2...25 с⁻¹, продолжительность размола находится в пределах 2...40 ч.

Исходный размер частиц основы может достигать десятков микрометров, что позволяет использовать порошки, выпускаемые в промышленном масштабе. Упрочняющая фаза, как правило, вводится в дисперсном виде. Механическое легирование позволяет достичь равномерного распределения упрочняющей фазы, введенной самостоятельно, но в многокомпонентных композициях результаты выше, если она предварительно распределена каким-либо из методов в одной из металлических составляющих смеси. При размоле в атриторах частицы, подвергаясь холодной пластической деформации, разрушаются, а из осколков путем сварки возникают новые. Указанные процессы многократно повторяются во времени до тех пор, пока не образуется гомогенный порошок, в котором частицы исходных компонентов диспергированы

друг в друге. Продукт размола представляет собой гранулы пластинчатой, осколочной или сферической формы с размером частиц 0,05...3,00 мм. Композиция имеет агрегатную структуру. Упрочняющая фаза располагается по границам сильно диспергированных осколков частиц порошка основы, имеющей мелкокристаллическое строение. Формирование композиции осуществляется путем соударения шаров. Для того чтобы часто повторялось совместное столкновение, что является одним из условий получения гомогенного порошка, в движении относительно друг друга должно находиться не менее 40 % шаров. В то же время для того, чтобы шары получили перед столкновением достаточную энергию, объем размалываемого порошка должен быть значительно меньше динамического объема, определяемого как разность между кажущимся объемом шаров во время движения и фактическим.

Недостатком метода является то, что значительное упрочнение может быть достигнуто только при использовании тонких порошков. Однако и в этом случае материалы имеют более низкую прочность, чем при производстве их химическими методами и внутренним окислением.

Реакционное механическое легирование. Определенный прогресс в области производства дисперсно-упрочненных материалов, обладающих высоким комплексом физико-механических свойств, обеспечивает появившаяся в конце 70-х гг. технология, основанная на реакционном механическом легировании [10, 17, 18]. В отличие от обычного механического легирования, при котором имеет место формирование гранулированной композиции с равномерным распределением диспергированных исходных компонентов, в процессе обработки в энергонапряженной мельнице-механореакторе наряду с диспергированием происходит взаимодействие между исходными веществами (механо-

химический синтез), вызывающее образование новых фаз. При оптимальных условиях реализации процесса механически синтезированные фазы находятся в ультрадисперсном состоянии и при высоком значении модуля сдвига надежно стабилизируют высокоразвитую поверхность границ зерен и субзерен основы, что обеспечивает большой упрочняющий эффект, сохраняющийся практически до температуры плавления основы [10, 16].

Реакционное механическое легирование базируется на основных положениях механохимии, изучающей физико-химические изменения, протекающие в веществах под влиянием механической энергии. При определенных условиях она стимулирует превращения, называемые механохимическими. Скорость механохимических превращений определяется не механизмом их инициирования, а скоростью перемещения компонентов в зоне динамического воздействия. Взаимосвязь между подвижностью компонентов и скоростью взаимодействия между ними, являющаяся одной из основных закономерностей химических реакций, в большинстве случаев должна выполняться и для механохимических превращений. Процесс переноса компонентов при механическом легировании является сложным, что не позволяет количественно описать его. Согласно качественным представлениям [19, 20] при обработке твердофазных композиций в механореакторе, с одной стороны, происходит образование свежей поверхности и создаются условия для взаимодействия между компонентами по бездиффузионной кинетике, а с другой стороны, имеют место деформационное и диффузионное перемещения компонентов, вызывающие перемешивание на кластерном и молекулярном уровнях соответственно.

Так называемая свежая поверхность образуется в результате непрерывного протекания процессов дефор-

мации и разрушения частиц обрабатываемой композиции. На ней отсутствует адсорбционный слой и имеются ненасыщенные валентности. Приповерхностный слой находится в разупорядоченном состоянии [19, 20]. Это снижает величину энергии активации взаимодействия и увеличивает вероятность образования центров кристаллизации. Реакция протекает между компонентами, находящимися в непосредственном контакте, минуя стадию диффузии. По сравнению с диффузионно-контролируемыми превращениями скорость ее должна увеличиваться на несколько порядков и определяется скоростью образования свежей поверхности. Это имеет место только при образовании первого молекулярного продукта. Образование последующих слоев происходит как диффузионно-контролируемая реакция. Эффект свежей поверхности наиболее полно проявляется в композициях, где один из реагирующих компонентов находится в жидком или газообразном состоянии, облегчающим его доступ к свежей поверхности. В твердофазных композициях роль этого фактора, особенно на стадии грануляции, значительно ниже и скорость протекания реакций будет определяться деформационным и диффузионным перемещениями компонентов. Под деформационным перемещением понимается взаимопроникновение веществ, обусловленное развитием пластической деформации [21, 22], имеющее место при определенном уровне напряжений и температуре менее $0,3 T_{пл}$. Оно осуществляется по кластерному механизму и не связано с механически или термически активируемой диффузией. Деформационным перемещением объясняется образование пересыщенных твердых растворов и наличие растворимости в системах, имеющих положительное значение теплоты смешивания [23]. Вместе с тем из анализа следует [21, 22, 24], что при механическом воздействии на твердое тело и механохимических превращениях

массоперенос обусловлен, прежде всего, диффузионным перемещением компонентов. При этом различают механически и термически активируемую диффузию. В первом случае она носит ярко выраженный активационный характер. Во втором – движение атермично, а подвижность обусловлена внутренними напряжениями, вызванными пластической деформацией. Термические флуктуации появляются за счет трения и удара разрушения, движения и аннигиляции дислокаций, протекания экзотермических реакций [10, 24]. При этом в локальных областях температура может достигать 10^3 °С. Проведенные исследования [10, 24] выявили значительный вклад в локальный разогрев ряда разбавленных систем экзотермических реакций.

Большой вклад во взаимодиффузию компонентов вносит движение неравновесных дефектов, генерируемых пластической деформацией. При этом могут реализовываться вакансионный и дислокационный механизмы [10, 24]. В большинстве исследований предпочтение отдается диффузии по неравновесным точечным дефектам. Согласно оценкам [10, 24], в момент пластической деформации, вызываемой ударным воздействием шаров, эффективный коэффициент диффузии повышается на несколько порядков и приближается к значению, близкому к состоянию предплавления.

Таким образом, приведенные данные позволяют сделать однозначный вывод, что при механическом легировании в реакционноспособных смесях возможна реализация ряда механизмов инициирования механохимических превращений и переноса компонентов, обеспечивающих протекание реакций и формирование гранулированных композиций с дисперсным распределением образующихся фаз в основе, с микрокристаллическим типом структуры. Это позволяет получать материалы с высочайшим комплексом физико-механических

ких свойств.

Но хотя получаемые сплавы по своим характеристикам в значительной степени превосходят классические литые бронзы, значительное применение в настоящее время они не получили. Это связано в первую очередь с ограничением размеров выпускаемых изделий из-за отсутствия высокомоощного прессового оборудования.

Дисперсионно-твердеющие бронзы

Классические дисперсионно-твердеющие сплавы представляют собой твердые растворы с ограниченной и уменьшающейся с понижением температуры растворимостью легирующего элемента в основе. Их упрочнение достигается термической обработкой (закалка для перевода и фиксации легирующих элементов в твердом растворе и старение, при котором происходит распад пересыщенного твердого раствора с образованием дисперсных частиц упрочняющей фазы или фаз). Преимуществом сплавов, упрочняемых термической обработкой, является возможность получения хорошего сочетания свойств. При распаде закаленных медных сплавов пересыщенный твердый раствор обедняется легирующими элементами и образуются дисперсные частицы упрочняющей фазы. Первое приводит к повышению электро- и теплопроводности, а второе – к упрочнению сплава. В противоположность сплавам, упрочняемым наклепом, и дисперсно-упрочненным сплавам дисперсионно-твердеющие сплавы допускают изготовление из них деталей с последующим их упрочнением. Уровень прочности, достигаемый при дисперсионном старении, значительно выше, чем при упрочнении наклепом, и может не уступать прочности дисперсно-упрочненных сплавов.

В литературе описано большое количество двойных, тройных и более сложных дисперсионно-твердеющих сплавов на основе меди. Медные сплавы используются в тех случаях, когда

требуется хорошее сочетание электро-, теплопроводности, прочности и коррозионной стойкости. Их условно можно разделить на две группы [25]: высокопрочные сплавы с относительно низкой электропроводностью (5...30 % от электропроводности меди) и сплавы с высокой электропроводностью, но меньшей прочностью.

К первой группе относятся бериллиевые бронзы марок БрБ2, БрНБТ1,9, Берилко (США), сплавы $Cu + Ti$ (до 4,3 % Ti), $Cu + Ni + Al$ (камелон, камелин) и др. Временное сопротивление сплавов этой группы после упрочняющей термической обработки достигает 1600 МПа при электропроводности 10...30 % от электропроводности меди. Во всех сплавах после закалки и старения образуется так называемая периодическая структура с периодом модуляции 10...15 нм. Количество выделяющихся при старении фаз обычно более 15...20 % (объемн.). Средний размер зерен не превышает 20...25 мкм. Вблизи границ с частицами равновесных фаз нет обедненной зоны. Естественно, структура и состав упрочняющей фазы зависят от состава сплава. Однако общим для всех сплавов в состоянии наибольшего упрочнения является сопряженность кристаллических решеток матрицы сплава и упрочняющей фазы.

Наиболее известными и широко распространенными сплавами этой группы являются бериллиевые бронзы [27]. Они имеют исключительно благоприятное сочетание высоких значений электропроводности, прочности, предела упругости, коррозионной стойкости. Сплавы неферромагнитны, искробезопасны. Помимо классической бронзы БрБ2, представляющей собой простейший сплав $Cu + 2\% B$, распространение получили сплавы меди с никелем и титаном – БрНБТ [27], с кобальтом – Берилко-25. В ряде работ указывается на положительное влияние легирования бериллиевой бронзы малым количест-

вом магния, церия, лантана, циркония. Добавка кадмия, олова и сурьмы уменьшает чувствительность сплава к перестариванию.

Однако область применения бериллиевых бронз невелика. Это обуславливается как их дороговизной из-за высокой стоимости бериллия, так и тем, что на некоторых стадиях производства бериллийсодержащие сплавы могут быть опасны для здоровья вследствие возможности образования в свободном виде мелкодисперсных частиц BeO. К тому же из-за невысокой электропроводности изделия из этих бронз при недостаточном охлаждении склонны к перегреву и потере прочности.

Практический интерес для получения нетоксичных и дешевых дисперсионно-твердеющих сплавов представляет система Cu–Ti. Сплавы ее имеют механические свойства и электропроводность, близкие к бериллиевой бронзе. Однако до настоящего времени эти сплавы не нашли широкого применения из-за низкой технологичности и основанной на этом низкой воспроизводимости свойств. Был проведен ряд работ, в которых изучалось влияние добавок Al, Cr, Mg, B, Zr, Fe, Sn, Be, Ag на свойства и технологичность сплавов системы Cu–Ti, однако существенного улучшения свойств пока не достигнуто.

Большое количество дисперсионно-твердеющих сплавов разработано на основе системы Cu–Ni–Al. Но выпускаемые сплавы (куниали), например 6–1,5 или 13–3, имеют значительно худшее сочетание свойств, чем бериллиевая бронза.

Вышеизложенное и объясняет то, что массовое применение нашли сплавы второй группы с высокой электро- и теплопроводностью, хотя и обладающие, в сравнении с дисперсно-упрочненными и высокопрочными материалами, относительно невысокой прочностью. Их электропроводность составляет примерно 75...90 % от электропроводности меди. Временное сопротивление

зависит от режима термической обработки, вида полуфабрикатов и составляет 350...650 МПа. Они широко применяются при изготовлении проводников, работающих при повышенных температурах или токовых нагрузках, электродов сварочных машин контактной точечной, рельефной или шовной сварки и др.

В настоящее время мировая практика насчитывает более 50 низколегированных медных сплавов, которые производятся промышленными предприятиями. Однако наиболее популярными сплавами данного типа следует считать хромсодержащие – хромовые бронзы.

Дисперсионно-упрочненные гранулированные сплавы, в отличие от классических дисперсионно-твердеющих бронз, изготавливают из гранулированных порошков, полученных методом быстрого затвердевания [3–5]. Метод основан на том, что упрочняемому металлу, находящемуся в расплавленном состоянии, добавляют легирующий элемент в количестве, значительно превышающем его растворимость в твердом состоянии. Полученный расплав охлаждается со скоростью, при которой легирующий элемент полностью сохраняется в метастабильном твердом растворе. Для каждого сплава существует определенная скорость охлаждения, получившая название критической, выше которой легирующий элемент образует метастабильный твердый раствор с основой. При соответствующей термической обработке – отжиге – метастабильный твердый раствор распадается с образованием дисперсных интерметаллидных соединений, играющих роль упрочняющих фаз. К сожалению, критическая скорость охлаждения сплавов, представляющих практический интерес, высока и достижение ее с технической точки зрения связано с определенными трудностями.

Проведены исследования по получению гранулированной меди, легиро-

ванной 0,5 % циркония [3]. Исходным сырьем для изготовления материалов служил порошок с размером частиц 45...105 мкм, полученный ультразвуковым газовым распределением расплава в гелии с охлаждением со скоростью $10^3 \dots 10^4$ К/с. Компактный материал получался экструзией порошка при 600°C со степенью обжатия более 80 %. Сплав характеризуется мелким зерном, средний размер которого находится в пределах 0,5 мкм. Упрочнение происходит при термической обработке в результате выделения мелкодисперсных интерметаллидов по границам зерен. Материал имеет следующий комплекс физико-механических свойств: предел текучести – 406 МПа, относительное удлинение – 11 %, электропроводность – 91 % от электропроводности меди. С увеличением температуры до 500°C предел текучести уменьшается до 291 МПа, при этом относительное удлинение практически не изменяется.

Вместе с тем, несмотря на сравнительно высокий комплекс свойств сплавов, изготовленных из порошков, полученных быстрым затвердеванием, широкое применение их в промышленном масштабе в связи со сложностью технологии в ближайшее время проблематично.

Хромовые бронзы

Общая характеристика. Хромовые бронзы являются типичными дисперсионно-твердеющими сплавами. Под ними понимают хромосодержащие медные низколегированные материалы, в которых упрочнение происходит после закалки и старения в результате выделения хрома или хромосодержащих химических соединений [27].

Удельный объем хромосодержащих бронз в общей номенклатуре низколегированных медных сплавов достигает 60 %, из которых наибольший объем – производство, около 90 % приходится на сплавы систем Cu–Cr и Cu–Cr–Zr. Эти бронзы используются для изготовления многотоннажных конструкций, напри-

мер, теплообменных агрегатов, включая кристаллизаторы, а также электродов контактной сварки и другой арматуры машин сварки сопротивлением.

В то же время имеется целый ряд хромосодержащих сплавов, главным образом сложнoleгированных, которые обладают уникальным сочетанием свойств и потому используются в электротехнике, электронике, приборостроении и некоторых других отраслях промышленности.

Несмотря на то, что первое сообщение в печати о сплавах системы Cu–Cr было сделано уже почти 100 лет тому назад (1885 г. – немецкий патент 33102), а систематические исследования сплавов этой системы продолжаются более 80 лет, актуальность работы над ними не пропала до настоящего времени. Только в США и Японии за последние два десятилетия различным аспектам разработки составов, исследованию диаграмм состояния, структуры и свойств, технологии производства хромосодержащих медных сплавов посвящено более 150 публикаций. Двойные меднохромовые сплавы в целом ряде случаев стали модельными материалами или эталонами для сравнения. Наряду с бериллиевой бронзой и некоторыми другими классическими сплавами (например, нимоник, быстрорежущая сталь), двойная хромовая бронза является важнейшим достижением металловедения.

Результаты исследований по хромовым бронзам отражены в [1, 2, 28–30].

Хромовые бронзы являются типичными дисперсионно-твердеющими сплавами и для них характерны общие закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств последних. При этом они отличаются от других низколегированных бронз оптимальным сочетанием физических, механических и эксплуатационных свойств, формирующимся в процессе термомеханической обработки, включающей закалку и старение. Промежу-

точной операцией является холодная пластическая деформация, определяющая образование оптимальной структуры при старении [31]. Абсолютный уровень прочностных свойств у сплавов, прошедших ТМО, значительно выше, чем у сплавов, подвергнутых старению без предварительной деформации.

Корреляция между рядом важных физических, механических и эксплуатационных характеристик (температурные коэффициенты удельного электросопротивления, линейного расширения, модуля упругости, коррозионная стойкость, теплоемкость и др.), имеющая место в хромовых бронзах, обусловлена свойствами основы – меди.

Как и большинство низколегированных медных сплавов, хромовые бронзы обладают высокой пластичностью в широком температурном интер-

вале, определяющей хорошую технологичность на всех операциях горячей и холодной прокатки, прессования, волочения,ковки. В связи с этим выбор таких параметров обработки давлением, как дробность деформации, степень деформации по проходам, суммарная степень деформации, в данном случае больше зависит от возможностей оборудования, чем от состава сплавов. Особенности технологии производства хромовых бронз, изложенные ниже, относятся к их плавке и литью. Основными из них являются наличие в их составе легирующих элементов с большим сродством к кислороду (Zr, Ti, V, Nb, Cr, Si), весьма малые в ряде случаев допуски на легирование (иногда $\pm 0,003\%$), сравнительно высокие требования для большинства сплавов к чистоте. Химический состав наиболее применяемых бронз представлен в табл. 1.

Табл. 1. Химический состав хромовых бронз основных композиций

Марка сплава	Основной легирующий компонент, %				
	Cr	Zr	Ti	Ni	Другие
БрХ	0,4...1,0	–	–	–	–
БрХ0,8	0,4...0,7	–	–	–	–
БрХ0,8Т	0,4...1,0	–	–	–	–
БрХЦр	0,4...1,0	0,03...0,08	–	–	–
БрНХТ	0,2...0,4	–	0,03...0,08	0,5...0,8	–
БрХЦрТ	0,25...0,45	0,03...0,07	0,03...0,08	–	–
БрХНб	0,3...0,5	–	–	–	0,1...0,4 Nb
БрНХК	0,4...1,0	–	–	2,2...2,8	0,5...0,9 Si
БрХВЦр	0,35...0,7	0,15...0,30	–	–	0,15...0,4 V

Приведенные особенности ставят перед необходимостью применения в качестве шихты отдельно приготовленных двойных или комплексных лигатур [1, 27]. Использование их позволяет с большей надежностью воспроизвести заданный состав сплава, снизить температуру перегрева медной основы, сократить энергетические затраты, уменьшить продолжительность плавки, а следовательно, увеличить производительность плавильных агре-

гатов, а также снизить угар дорогостоящих легирующих компонентов и зашлакованность плавильной ванны.

Производство лигатур для плавки хромовых бронз. Основой лигатур для производства хромовых бронз является медь. В противном случае, вследствие образования в лигатуре трудно растворимых химических соединений легирование расплава, как правило, существенно осложняется [32]. При этом следует принимать во внимание,

что температура плавления лигатуры не должна превышать максимального значения температуры медного расплава. Одним из требований, предъявляемых к ней, является также относительно легкое измельчение на куски, удобные для дальнейшей расшихтовки.

Контроль качества лигатуры включает химический анализ на основные компоненты, а также контроль на наличие неметаллических включений, осуществляемый металлографическим или фрактографическим методом.

Лигатуры, используемые при выплавке хромовых бронз, представляющие собой системы Cu–Cr, Cu–V, Cu–Ti, Cu–Zr, Cu–Ca, в принципе, можно получать в открытых печах, принимая меры защиты расплава от окисления [33]. Однако наилучшее качество достигается при выплавке в вакуумных индукционных тигельных печах. При этом содержание хрома в ней рекомендуется не превышать 2 % [33]. При использовании лигатуры, полученной первым способом, её расход, по сравнению с расчетным содержанием хрома в сплаве, увеличивается вдвое и имеет место зашлаковывание основной печи.

При производстве многокомпонентных бронз, например, БрХЦр, БрХНб, применение лигатуры Cu–Cr, полученной плавкой в открытых печах, потери циркония или ниобия достигают 90 %, что ставит под сомнение экономическую целесообразность такого способа их получения [34].

Большим недостатком применяющихся лигатур является их сравнительная бедность по содержанию основного легирующего компонента – хрома. При расчете на средний состав хрома в основной массе выпускаемой в настоящее время лигатуры Cu–Cr и средний состав хрома в хромовых бронзах получается, что «лигатурной» является каждая четвертая плавка. Естественно, это снижает основные показатели производства в литейном

переделе, приводит к ненормально большому объему лигатурной части шихты, а следовательно, к усложнению процесса плавки, повышению энергетических затрат.

Вместе с тем технически доказана возможность и целесообразность изготовления и применения 10-процентной лигатуры Cu–Cr. В [35] приведены результаты экспериментов по получению даже сплава меди с 25 % Cr. Но такие факторы, как необходимость форсированного нагрева до сравнительно высокой температуры (1700 °С), высокая температура литья (1500 °С), низкая жидкотекучесть расплава, большая склонность к окислению и зашлакованность плавильной емкости, делают чрезвычайно затруднительным промышленное производство слишком богатой хромом лигатуры.

Лигатуры Cu–Cr, Cu–Nb и Cu–V приготавливают в вакуумных индукционных печах по сходной технологической схеме: расплавление и перегрев меди до 1350...1400 °С, введение кускового хрома, выдержка расплава до растворения хрома с одновременным повышением его температуры до 1550...1650 °С, захлаживание расплава до температуры литья, литье. Оптимальное содержание хрома в лигатуре Cu–Cr составляет 8...10 %, а ванадия и ниобия в лигатурах Cu–V и Cu–Nb – 4...6 %. Лигатуры склонны к ликвации, поэтому их следует отливать в водоохлаждаемую изложницу слитками массой 15...25 кг. Эти сплавы пластичны, легко прокатываются как в горячем, так и в холодном состоянии.

Как и вышеприведенные, лигатуры Cu–Ti и Cu–Zr производят в вакууме. В качестве шихты можно использовать как компактные компоненты, так и титановую, и циркониевую губки [1]. В отличие от лигатур Cu–Cr, Cu–V и Cu–Nb, указанные лигатуры более богаты легирующим компонентом (содержат 30...40 % Ti и 30...50 % Zr), равномерно распределя-

ются по высоте и сечению слитка, хрупки и сравнительно легко дробятся. Кроме того, они не требуют высоких температур перегрева расплава, а следовательно, более технологичны.

Одним из эффективных способов снижения себестоимости хромовых бронз является использование комплексных лигатур. В настоящее время накоплен опыт производства и применения таких лигатур, как Cu–Zr–Cr, Cu–Cr–V, Cu–Nb–Cr, Cu–Ni–Cr.

Технология и способы плавки хромовых бронз. В настоящее время наиболее эффективным способом производства хромовых бронз считается плавка в канальных индукционных печах с отливкой слитков полунепрерывным методом. Причем для этого рационально иметь комплекс, состоящий из двух агрегатов: в одном из них готовить медный расплав, а в другом – осуществлять присадку легирующих элементов и получать сплав требуемого состава. В первом агрегате, в качестве которого целесообразно применение индукционной канальной или дуговой печи достаточно большой емкости, медь расплавляют, перегревая ее до температуры, соответствующей оптимальной для легирования, которая в зависимости от марки сплава, массы присаживаемой лигатуры, способа ее введения и времени растворения обычно находится в пределах 1250...1450 °С, и раскисляют. Затем расплав меди переливают во второй агрегат, где и производят легирование. Второй агрегат обычно укомплектован машиной полунепрерывного литья.

Рассмотренная схема, отличительной особенностью которой является отдельное приготовление высококачественного медного расплава, имеет целый ряд преимуществ перед другими схемами производства хромовых бронз в открытых печах, включающих высокую производительность, гибкость при переходе от одной марки сплава к другой, хорошую стойкость

печи. Приведенная схема производства хромовых бронз широкой номенклатуры становится более совершенной и производительной, если в состав комплекса вводится два миксера и, соответственно, в 2 раза увеличивается емкость медеплавильной его части.

Медный расплав обычно готовят под покровом древесного угля. Древесный уголь, сажу, сажефлюсовую смесь используют также для защиты от окисления расплава в миксере. Защитным от окисления и смазывающим кристаллизатор является сажный покров. Температура литья большинства хромовых бронз составляет 1300...1350 °С.

Для обеспечения надежного воспроизведения состава некоторых сплавов, содержащих в узких пределах такие легкоокисляющиеся легирующие элементы, как титан и цирконий, а также ванадий и ниобий (например, БрХЦрТ, БрНХТ, БрХВЦр, БрХНб), применяют плавку в вакуумных индукционных печах с литьем слитков наполнительным методом (ВИП) либо вакуумный дуплекс-процесс: изготовление слитка-заготовки методом ВИП с последующим его переплавом в вакуумной дуговой печи с расходуемым электродом (ВДП). При этом ВДП используется лишь как способ получения плотного слитка. Плавка хромовых бронз в вакууме значительно уменьшает количество дефектов типа шлаковые включения, шиферный излом, волосовины, грубые включения хрома в слитках и полуфабрикатах, свойственных открытым методам плавки. Количество забракованных при ультразвуковом контроле листов, изготовленных из слитков, полученных вакуумными методами плавки, по сравнению с изготовленными открытой плавкой, уменьшается более чем в 3 раза и составляет 0,6 и 2,2 % соответственно [36].

Принципиальная технологическая схема плавки и литья хромовых бронз в вакуумных индукционных печах

состоит в следующем: медь плавят и перегревают до 1300...1400 °С с одновременной дегазацией, затем вводят легирующие элементы. В отсутствие полунепрерывного литья слитки получают наполнительным литьем в чугунные, графитовые или водоохлаждаемые изложницы. Литье в водоохлаждаемые изложницы предпочтительнее.

Рафинирование слитков от неметаллических включений в процессе возможно направленной кристаллизацией [37]. Условия, близкие к этому, можно создать и при полунепрерывном литье, позволяющем получить слиток, в котором кристаллы ориентированы в зависимости от скорости литья под большим или меньшим углом к оси слитка. Близкие к идеальным условия для отшлаковывания неметаллических включений создаются при электронно-лучевой плавке. Независимый источник тепла образует ванну жидкого металла в кристаллизаторе практически любой глубины и на любое время, что и способствует строго направленной снизу вверх кристаллизации. С целью изучения рафинирующей способности направленной кристаллизации были проведены опытные плавки хромовой бронзы БрХ [37]. Плавке подвергали выплавленные в открытой индукционной печи и прокованные на расходомерные заготовки слитки и сборные (из меди и лигатуры Cu-Cr) заготовки. Независимо от метода получения заготовки достигнут практически одинаково хороший результат.

Сочетать в себе все положительное, что имеют направленная кристаллизация металла и флюсовое рафинирование, призван электрошлаковый переплав, являющийся самым перспективным высокопроизводительным методом промышленного производства доброкачественного металла ответственного назначения.

Применение механически легированных лигатур при производстве хро-

мовых бронз. Проведенный анализ позволяет сделать однозначный вывод, что наиболее узким местом, сдерживающим производство хромовых бронз и определяющим их высокую стоимость, а также экологическую вредность технологического процесса, является изготовление лигатур. Исследования, выполненные авторами работы, некоторые результаты которых представлены в [10, 38–41], показывают, что одним из перспективных методов решения проблемы является применение реакционного механического легирования, исключающего из технологического процесса производства лигатур высокотемпературные плавку ($t = 1700$ °С) и литье ($t = 1500$ °С). Исходными компонентами в этом случае являются стандартные порошки меди и легирующих элементов, выпускаемые в промышленном масштабе. Механическое легирование осуществляется в энергонапряженных мельницах, а его продуктом является нано-/субмикроструктурная гранулированная композиция заданного состава.

Бронзы, полученные с использованием механически легированной лигатуры, отличаются высокой плотностью, отсутствием пор и микровключений. Наряду со своим основным назначением, разработанные лигатуры выполняют также роль модификатора. Их тонкая структура в значительной мере наследуется литыми бронзами. Средний размер зерен основы сплавов находится в пределах 1...2 мкм и их структура относится к микрокристаллическому типу. Легирующие элементы равномерно распределены в основе, образуя α -твердый раствор. Размер включений хрома и циркония не превышает 0,1 мкм и они относятся к нано-/субмикроструктурным. Типичные структуры литых хромовой и хромоциркониевой бронз приведены на рис. 1 и 2. Изменение структуры оказывает положительное влияние на свойства материалов.

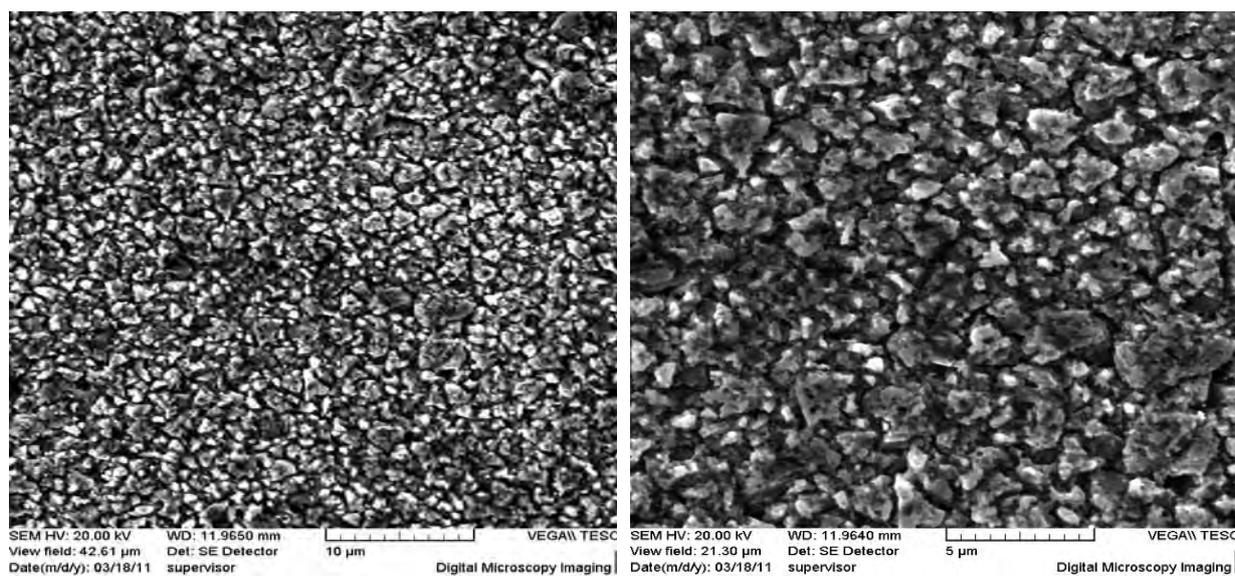


Рис. 1. Микроструктура литого материала BrX1 (механически легированная лигатура)

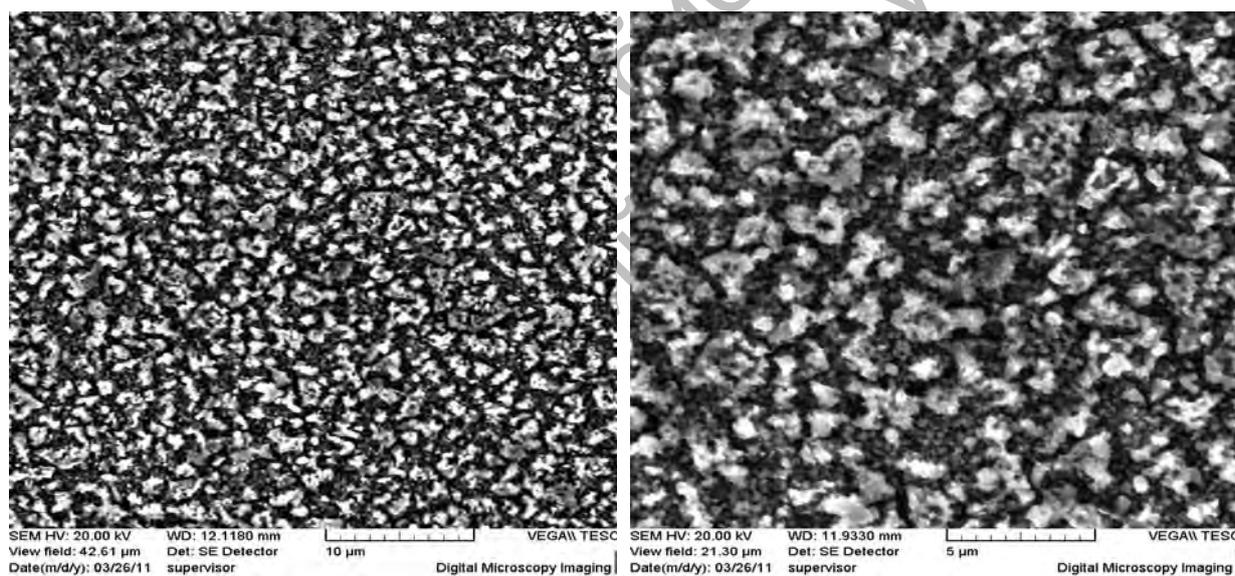


Рис. 2. Микроструктура литого материала BrXCp (механически легированная лигатура)

По основным физико-механическим характеристикам опытные литые бронзы, химический состав которых

близок к требованиям ГОСТа, превосходят стандартные (табл. 2).

Табл. 2. Химический состав и физико-механические свойства бронз, полученных с применением механически легированной лигатуры

Марка сплава	Раскислитель	Химический состав, %			Физико-механические свойства			
		Cr	Zr	Fe	σ_B , МПа	НВ, МПа	Δ , %	R, $10^9 \cdot \text{Ом}\cdot\text{м}$
БрХ1	В	0,337	–	0,043	500	150	14,5	17,5
БрХЦр	В	0,344	0,018	0,040	600	170	18	19

Большим достоинством опытной технологии является то, что применение механически легированных лигатур с наноразмерным распределением легирующих компонентов приводит к их последующему быстрому растворению в расплаве меди. Это позволяет снизить температуру основной плавки на 150...200 °С и уменьшить ее продолжительность в 3...5 раз, сократить угар легирующих элементов в 3...6 раз, а также повысить экологичность процесса в целом. Кроме этого, технология позволяет выплавлять хромовые бронзы на практически любых плавильных агрегатах, обеспечивающих необходимый температурный режим. Последующая обработка давлением и термомеханически опытных бронз осуществляется по стандартной технологии.

Заключение

Результаты исследования создают научную и технологическую основу получения субмикроструктурных высокопрочных электротехнических бронз, модифицированных механически легированными наноструктурными лигатурами. Разрабатываемая технология обеспечит производство хромовых бронз с субмикроструктурным типом структуры, которые при одинаковой с аналогами электропроводности (82...85 % от электропроводности меди), по твердости на 20...30 НВ, по пределу прочности на 100...120 МПа и по температуре рекристаллизации на 100...150 °С превосходят стандартные, что приведет к увеличению стойкости изделий в 1,4...1,6 раза.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Николаев, А. К.** Сплавы для электродов контактной сварки / А. К. Николаев, В. М. Розенберг. – М. : Металлургия, 1978. – 96 с.
2. **Розенберг, В. М.** Совершенствование технологии производства полуфабрикатов из цветных металлов и сплавов / В. М. Розенберг, А. К. Николаев // Гипроцветметобработка : сб. науч. тр. – М. : Металлургия, 1977. – № 50.- С. 50–67.
3. **Arnbery, L.** A new high strength, high conductivity Cu-0,5 wt. % Zr alloy produced by rapid solidification technology / L. Arnbery, U. Backmark, L. Backstrom // Mater. Sci. and Eng. – 1988. – № 3. – P. 115–121.
4. Hot extru and mechanical properties of rapidly solidified Al and Cu alloy powders / J. Lin [etc.] // Mater Sci. and Eng. – 1988. – № 3. – P. 419–423.
5. **Moris, M.** Rapid solidification and mechanical alloying techniques applied to Cu–Cr alloys / M. Moris, A. Moris // Mater. Sci. and Eng. – 1988. – Vol. 104. – P. 201–213.
6. Композиционные материалы : справочник / Под ред. Д. М. Карпиноса. – Киев : Наукова думка, 1985. – 592 с.
7. **Портной, К. И.** Дисперсно-упрочненные материалы / К. И. Портной, Б. Н. Бабич. – М. : Металлургия, 1974. – 200 с.
8. **Ashby, M. F.** The theory of critical shear stress and work hardening of dispersion-hardened crystals / M. F. Ashby, G. S. Ansell, T. D. Cooper // Oxide dispersion strengthening. Metallurgical Society Conferences. – New York : Corden and Breach, 1966. – P. 143–205.
9. **Портной, К. И.** Композиционные материалы на никелевой основе / К. И. Портной, Б. Н. Бабич, И. Л. Светлов. – М. : Металлургия, 1979. – 264 с.

10. **Витязь, П. А.** Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. – Минск : Беларус. навука, 1998. – 352 с.
11. **Данелия, Е. П.** Внутреннеокисленные сплавы / Е. П. Данелия, В. М. Розенберг. – М. : Metallurgiya, 1968. – 232 с.
12. Структура и свойства дисперсно-упрочненной меди, полученной внутренним окислением расплавленных порошков / Е. П. Данелия [и др.] // Порошковая металлургия. – 1971. – № 5. – С. 140–146.
13. Технология производства и эксплуатационные свойства электродов спеченной меди с дисперсными оксидами / Э. Т. Денисенко [и др.] // Электрические контакты и электроды. – Киев : Наукова думка, 1977. – С. 191–198.
14. Влияние различных факторов на свойства меди, упрочненной дисперсными оксидами / Э. Т. Денисенко [и др.] // Порошковая металлургия. – 1971. – № 10. – С. 49–53.
15. **Thummler, F.** Mechanically alloyed sintered steels with a high hard phase content / F. Thummler, C. Gutsfeld // Int. Cond. Powder Met., London, 2–6 July, 1990 : PM 90. – London, 1990. – Vol. 2. – P. 25–29.
16. **Korb, G.** Iron-based oxide dispersion strengthened alloys resistant to oxidation and high temperatures a challenge for powder-metallurgy technology / G. Korb, A. Schwaiger // High temp. High Pres. – 1989. – Vol. 21, № 5. – P. 475–486.
17. **Jangg, G.** Dispersionsgehartete Werkstoffe auf Basis von Aluminium und Kupfer / G. Jangg, F. Kutner, G. Korb // Pulvermetall Tag. – DDR. Dresden, 1977. – Bd.1. – S. 13–17.
18. **Lowschenko, F.** Dispersionsgehartete Cu–MgO–Werkstoffe / F. Lowschenko, F. Kutner, G. Jangg // Planseeberichte Fur Pulvermetallurgie. – 1977. – B. 25, № 4. – S. 297–302.
19. **Хайнике, Г.** Трибохимия : пер. с англ. / Г. Хайнике. – М. : Мир, 1987. – 584 с.
20. **Аввакумов, Е. Г.** Механические методы активации химических процессов / Е. Г. Аввакумов. – Новосибирск : Наука, 1986. – 306 с.
21. **Бутягин, П. Ю.** Разупорядочение структуры и механохимические реакции в твердых телах / П. Ю. Бутягин // Успехи химии. – 1984. – Т. 53, № 11. – С. 1769–1789.
22. **Бутягин, П. Ю.** Физические и химические пути релаксации упругой энергии в твердых телах. Механохимические реакции в неорганической химии / П. Ю. Бутягин // Механохимический синтез в неорганической химии : сб. науч. тр. – Новосибирск, 1991. – С. 32–52.
23. Образование и разложение фаз при механическом сплавлении / К. Б. Герасимов [и др.] // Механохимический синтез в неорганической химии : сб. науч. тр. – Новосибирск, 1991. – С. 205–214.
24. **Витязь, П. А.** Роль неравновесных дефектов деформационной природы в формировании структуры сплавов при механическом легировании / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, В. А. Старенченко // Материалы, технологии, инструменты. – 1996. – № 4. – С. 88–91.
25. Сплавы на медной основе, упрочняемые дисперсными частицами / В. М. Розенберг [и др.] // Литейное производство. – 1987. – № 10. – С. 53–65.
26. **Рахштадт, А. Г.** Пружинные стали и сплавы / А. Г. Рахштадт. – М. : Металлургия, 1971. – 495 с.
27. **Николаев, А. К.** Хромовые бронзы / А. К. Николаев, А. И. Новиков, В. М. Розенберг. – М. : Металлургия, 1983. – 175 с.
28. **Розенберг, В. М.** Литейные свойства малолегированной меди / В. М. Розенберг, А. К. Николаев // Цветные металлы. – 1972. – № 8. – С. 65–70.
29. **Захаров, М. В.** Жаропрочные сплавы / М. В. Захаров, А. М. Захаров. – М. : Металлургия, 1972. – 384 с.
30. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди : справочник / М. Е. Дриц [и др.]. – М. : Наука, 1979. – 243 с.
31. **Новиков, И. И.** Теория термической обработки / И. И. Новиков. – М. : Металлургия, 1978. – 392 с.
32. **Фридлянский, Р. М.** Вакуумная плавка медных сплавов / Р. М. Фридлянский, Ф. Н. Стрельцов, О. Д. Молдавский. – М. : Цветметинформация, 1974. – 88 с.
33. **Головешка, В. Ф.** Производство меднохромовой лигатуры и влияние некоторых условий плавки и литья на ее качество / В. Ф. Головешка, В. И. Соколов // Плавка и литье цветных металлов и сплавов : сб. науч. тр. – М. : Металлургия, 1969. – № 32. – С. 105–112.
34. **Телис, М. Я.** Фасонное литье медных сплавов / М. Я. Телис. – М. : Машгиз, 1957. – С. 75–84.
35. **Гофеншефер, Л. И.** Получение сплава меди, содержащего до 25 % хрома, методом открытой индукционной плавки / Л. И. Гофеншефер, В. М. Чурсин, В. И. Рыжов // Цветные металлы. – 1981. – № 9. – С. 90–91.
36. **Галовешко, В. Ф.** Оптимизация параметров плавки при непрерывном литье хромовой бронзы / В. Ф. Галовешко, Н. Н. Полуниин // Литейное производство. – 1980. – № 12. – С. 14.
37. **Стрельцов, Ф. Н.** Перспективы применения плазменных печей для выплавки медных сплавов / Ф. Н. Стрельцов, А. А. Клевцов // Цветные металлы. – 1980. – № 7. – С. 101–104.

38. Трибохимические технологии функциональных композиционных материалов : монография / С. В. Авдейчик [и др.] ; под ред. В. А. Струка, Ф. Г. Ловшенко. – Гродно : ГГАУ, 2008. – Ч. 2. – 399 с.

39. **Ловшенко, Г. Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов : монография / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина ; под ред. Ф. Г. Ловшенко. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2008. – 679 с. : ил.

40. Трибохимические технологии функциональных композиционных материалов. Ч. 1 : Модельное представление / С. В. Авдейчик [и др.] ; под ред. В. А. Струка, Ф. Г. Ловшенко. – Гродно : ГГАУ, 2008. – 320 с.

41. Fundamental formation laws of phase composition, structure and properties of aluminium materials manufactured by mechanical alloying / P. A. Vitiaz [etc.] // Advanced Performance Materials. – 1997. – № 4. – P. 325–336.

Статья сдана в редакцию 4 июня 2012 года

Федор Григорьевич Ловшенко, д-р техн. наук, проф., Белорусско-Российский университет. Тел.: +375-296-25-21-26.

Григорий Федорович Ловшенко, д-р техн. наук, проф., Белорусский национальный технический университет. E-mail: Greg-lovshenko@mail.ru.

Игорь Александрович Лозиков, ст. преподаватель, Белорусско-Российский университет. Тел.: +375-296-83-18-99. E-mail: Lozikoff@yandex.ru.

Fedor Grigoryevich Lovshenko, DSc, Professor, Belarusian-Russian University. Tel.: +375-296-25-21-26.

Grigory Fedorovich Lovshenko, DSc, Professor, Belarusian National Technical University. E-mail: Greg-lovshenko@mail.ru.

Igor Alexandrovich Lozikov, senior lecturer, Belarusian-Russian University. Tel.: +375-296-83-18-99. E-mail: Lozikoff@yandex.ru.