

## СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ УПРОЧНЕНИЯ МЕДНО-МАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СПЛАВОВ И ПЕРСПЕКТИВЫ ИХ РАЗВИТИЯ

Перфильева А.И.

Научный руководитель д-р техн. наук Бабкин В.Г.

*Сибирский федеральный университет*

Из-за низкого удельного сопротивления, медь широко применяется в электротехнике для изготовления силовых кабелей, проводов или других проводников. Чистая медь обладает высокой электрической проводимостью (58 МОм/м), но при этом низкими прочностными свойствами. В связи с этим возникает вопрос о получении композиционного сплава на медной основе для электротехнического назначения.

В литературе описываются различные методы упрочнения меди. Основные из них:

- 1) метод замешивания порошкообразного карбида WC в расплав меди при воздействии низкочастотных колебаний;
- 2) метод механического легирования меди алмазными наночастицами;
- 3) метод получения конденсированных композитов с применением вольфрама;
- 4) метод высокотемпературной термомеханической обработки.

Приведенные технологии получения дисперсно-упрочненных металло-матричных композитов, содержащих медную матрицу и упрочняющие элементы (карбиды, алмазные наночастицы, тугоплавкие переходные металлы и др.) относятся, в основном, к методам порошковой металлургии или металлургическим методам: электронно-лучевого переплава компонентов композита с ограниченной растворимостью, их испарением и смешением в паровом потоке; получения полуфабрикатов из дисперсно-твердеющего низколегированного медного сплава с их последующей термо-механической обработкой; получения литых композиционных материалов, основанных на замешивании дискретных армирующих частиц в расплаве с применением механического, электромагнитного и других методов перемешивания жидкого металла вблизи температуры плавления.

Недостатками этих методов являются:

- 1) необходимость применения большого количества операций обработки;
- 2) снижение электропроводности и пластических свойств сплава с увеличением содержания примесей;
- 3) загрязнение материала железом вследствие истирания стальных мелющих тел в процессе механического легирования;
- 4) необходимость применения шаровых мельниц и низкочастотных колебаний.

Наиболее перспективным методом, разработанным американскими учеными, является метод упрочнения медного сплава диспергированным карбидом.

Он заключается в ведении в медно-матричную основу диспергатора и карбидов хрома, вольфрама или молибдена. После этого проводилось механическое перемешивание сплава до самой разливки его в слитки, из которых впоследствии путем прокатки или волочения получали электропроводники.

Результаты эксперимента показывают, что электропроводники, полученные данным методом имеют достаточную прочность ( $649 \text{ Н/мм}^2$ ) при высокой температуре ( $400^\circ\text{C}$ ), а также имеют необходимую электропроводность.

В частности, электрический проводник, к которому был добавлен

трихромидкарбид, имеет прочность на разрыв  $649 \text{ Н/мм}^2$  при  $400^\circ \text{ С.}$ , что больше чем в два раза, чем у проводника из чистой меди ( $301 \text{ Н/мм}^2$ ) при той же температуре.

Однако и у этого метода есть недостатки. В первую очередь это грубая микроструктура, образованная крупными включениями карбидов, вследствие чего ухудшается деформируемость металла.

Жидкофазные технологии получения композиционных материалов следует признать перспективными, поскольку они позволяют получать композиты с заданными свойствами, любых размеров и веса, в том числе наноструктурированных сплавов и композитов с повышенными термомеханическими параметрами. Однако технология их получения требует дальнейшего развития и совершенствования. В частности, необходимо развивать исследования по получению литых композиционных материалов, армированных дискретными частицами, синтезированными непосредственно в расплаве.

На кафедре МиТОМ СФУ на протяжении ряда лет разрабатываются новые технологии получения алюмо-матричных литых композитов, упрочненных дискретными частицами тугоплавких карбидов, синтезированных в расплаве. В данной работе представлена попытка получения медно-матричных композитов электротехнического назначения, армированных дисперсными частицами карбидов переходных металлов. Карбиды переходных металлов проявляют уникальное сочетание физических и механических свойств: высокие температуры плавления, электрическая проводимость, твердость, теплота образования и химическая стойкость в агрессивных средах.

Способ получения литого композиционного материала на основе меди включает приготовление сплава системы Cu-переходной металл (Ti, Zr, Cr и др) и последующий ввод в расплав реакционной смеси для синтеза армирующих частиц. Реакционная смесь состоит из алмазографитного порошка НП-АГ в количестве, необходимом для получения заданной концентрации дискретных керамических частиц и поверхностно-активного вещества, способствующего равномерному распределению дискретных карбидов в предлагаемом сплаве. Согласно проведенным исследованиям, предпочтительно синтезировать частицы, хорошо смачиваемые расплавом и термодинамически устойчивыми в нем. О возможности синтеза тугоплавких карбидов судили по величине термодинамического потенциала реакций их образования в расплаве меди. Результаты расчетов  $\Delta G$  представлены в таблице.

Таблица 1.

Термодинамические потенциалы реакций образования карбидов тугоплавких переходных металлов

Карбиды	$C^*$ , %	T, К	$-\Delta G$ , кДж/моль
TiC	20.05	1100	172, 1632
		1200	171, 0645
		1300	170, 0555
ZrC	11.6	1100	174, 5089
		1200	173, 5859
		1300	172, 664
$Cr_3C_2$	13.2	1100	58, 9631
		1200	64, 0691
		1300	63, 1751

$C^*$  - содержание углерода, соответствующее верхнему пределу области гомогенности.

Из таблицы следует, что образование карбидов в расплаве меди возможно, и их

прочность возрастает в следующей последовательности:  $\text{Cr}_3\text{C}_2 \rightarrow \text{ZrC} \rightarrow \text{TiC}$ .

Для обеспечения стабильности частиц, образовавшихся в расплаве и предотвращения их укрупнения должно выполняться соотношение:

$$\Delta G = 2(\sigma_{\text{А-газ}} - \sigma_{\text{А-Ме}}) > 0,$$

где  $\sigma_{\text{А-газ}}$  и  $\sigma_{\text{А-Ме}}$  – межфазная энергия на границе контакта частицы с газом и металлом соответственно.

Изменение энергии Гиббса зависит от значения краевого угла смачивания ( $\Theta$ ) расплавом поверхности твердой частицы. При  $\Theta > 90^\circ$  обеспечивается слипание частиц и образование их скоплений, если  $\Theta < 90^\circ$ , то процесс коагуляции термодинамически невозможен. В Таблице 2 приведены краевые углы смачивания карбидов расплавами на основе меди.

Таблица 2.

Краевые углы смачивания карбидов расплавами меди

Металлический расплав, масс. %	t, °С	Среда	Θ, град.	W <sub>a</sub> , МДж/м <sup>2</sup>
Карбид титана				
Медь	1100-1250	Вакуум	135-130	390-470
98Cu – 2 Cr	1150	Вакуум	65	2535
90 Cu – 10 Ti	1050-1250	Вакуум	8-75	1985-1650
Карбид циркония				
Медь	1100-1500	Аргон	140-118	316-680
Cu – Ni (0.1%)	1200	Аргон	63	
Cu – Ni (0.25%)	1200	Аргон	54	

Из таблицы следует, что хром и никель являются поверхностно-активными по отношению к меди и могут быть использованы при получении литых композиционных материалов на основе меди.

Для приготовления композиционного сплава использовали индукционную тигельную печь, в которой плавил медь марки МЗ и перегревали расплав до 1150° С. В расплав загружали губчатый титан и, после его растворения, вводили таблетки Cu-Cr-C. После этого проводили выдержку в течение 20 мин для протекания синтеза керамических частиц и их распределения в объеме расплава, затем осуществляли перемешивание и разливку при заданной температуре. Из полученных литых композиционных материалов вырезали образцы для исследования микроструктуры и механических свойств. В Таблице 3 приведены свойства литых образцов.

Таблица 3

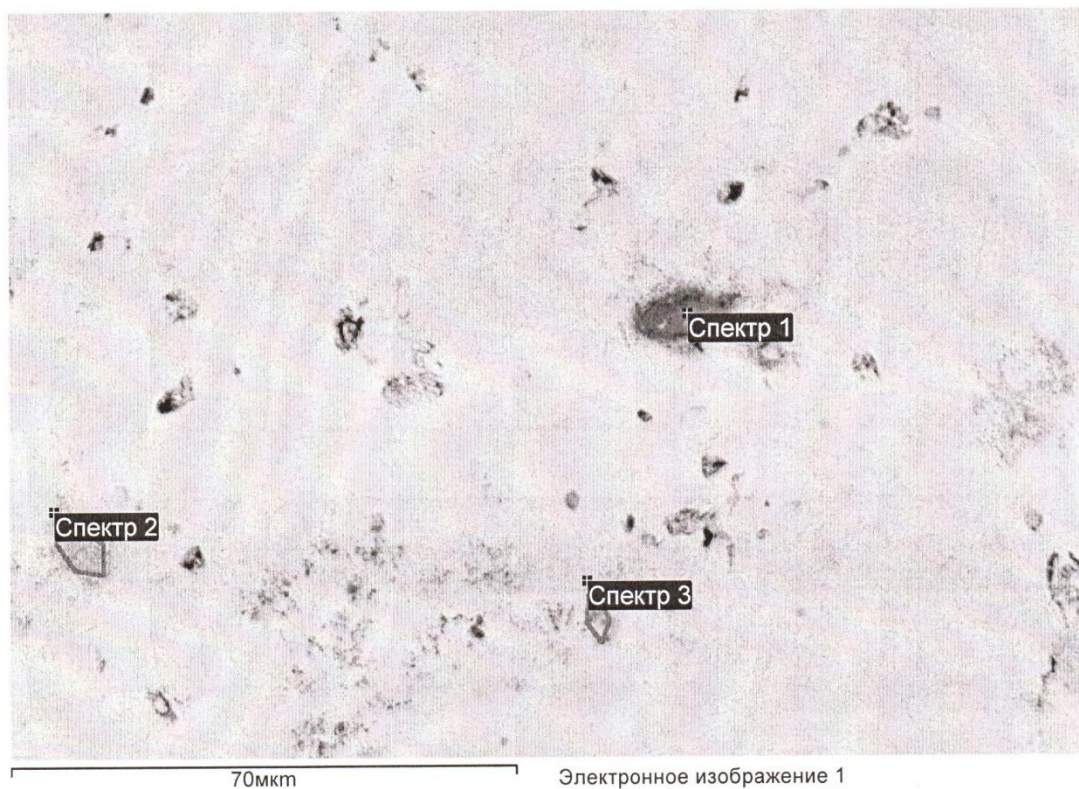
Механические свойства композиционных материалов на основе технической меди

Состояние	$\sigma_{\text{в}}$	$\delta$	$\Psi$	НВ
	МПа	%		
Исходное литое состояние	160	25	-	40
Литой композиционный материал системы Cu - TiC	350	10	16	-

Проволока (суммарная деформация 90%)	450	3	35	125
---	-----	---	----	-----

По результатам микроструктуры наблюдается равномерное распределение упрочняющих частиц в объеме матрицы.

Для идентификации из состава проведен локальный рентгеноструктурный анализ, представленный на Рисунке 1.



Параметры обработки: Выполнен анализ всех элементов (Нормализован)

Спектр	В стат.	C	O	Si	Ti	Cr	Cu
Спектр 1	Да	39.03		0.57	51.49		8.90
Спектр 2	Да	31.60		1.35	15.24	0.66	51.16
Спектр 3	Да	21.28	14.20	1.70	14.88		47.94
Макс.		39.03	14.20	1.70	51.49	0.66	51.16
Мин.		21.28	14.20	0.57	14.88	0.66	8.90

Все результаты в атомных %