

УДК 669.017.12/15

**В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Б. А. Кириевский,  
В. В. Христенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

### **СПЛАВЛЕНИЕ МЕДИ С ЛЕГИРУЮЩИМ КОМПЛЕКСОМ FeCrC И ФОРМИРОВАНИЕ ЭМУЛЬГИРОВАННОГО РАСПЛАВА С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ**

*Проведено сплавление меди с лигатурой FeCrC и формирование эмульгированного расплава с включениями размером ~1 мкм и их количеством  $>1 \cdot 10^3 \text{ мм}^{-2}$  в индукционной тигельной печи с помощью электромагнитного воздействия. Установлено, что диспергирование жидкой добавки в расплаве затруднено вследствие компактирования карбидной фазы, входящей в её состав. Показано, что на этапе сплавления эффективное разрушение кусков лигатуры при её пребывании в жидко-твёрдом состоянии происходит за счёт интенсивного эрозионного действия электрического тока. При доводке расплава до равновесного состояния с равномерно распределёнными включениями, интенсивность действия тока должна быть снижена при сохранении его теплового воздействия.*

**Ключевые слова:** медь, лигатура FeCrC, сплавление, электромагнитное воздействие, эмульсия.

*Проведено сплавлення міді з лігатурою FeCrC і формування емульгованого розплаву з включеннями розміром ~1 мкм і їхньою кількістю  $>1 \cdot 10^3 \text{ мм}^{-2}$  в індукційній тигельній печі за допомогою електромагнітної дії. Встановлено, що диспергування рідкої добавки в розплаві ускладнено внаслідок компактування карбідної фази, що входить до її складу. З'ясовано, що на етапі сплавлення ефективна руйнація кусків лігатури відбувається при її перебуванні у рідко-твердому стані за рахунок інтенсивної ерозійної дії електричного струму. При доведенні розплаву до рівноважного стану з однорідно розподіленими включеннями інтенсивність дії струму має бути зниженою при збереженні його теплового впливу.*

**Ключові слова:** мідь, лігатура FeCrC, сплавлення, електромагнітний вплив, емульсія.

*Smelting copper with master alloy FeCrC and forming emulsified melt contained inclusions with size ~1  $\mu\text{m}$  and there quantity  $>1 \cdot 10^3 \text{ mm}^{-2}$  in induction crucible furnace by electromagnetic action was lead. It was established, that dispergisation of a liquid addition is limited owing to compacting of carbide phase contained in its composition. It was founded, that on staid of smelting effective braking of master alloy pieces took place in its semi-solid condition by intensity erosion action of electric current. In leading of the melt to equilibrium state with homogeneous distribution of the inclusions electric current action intensities must to be reduced in keeping its hot influence.*

**Keywords:** copper, master alloy FeCrC, smelting, electromagnetic action, emulsion.

**У**величение протяжённости электрифицированных железных дорог и мощности как грузового, так и пассажирского электроподвижного состава, требует

надёжности энергоснабжения. Безаварийное функционирование электрифицированных железных дорог связано с рабочей способностью контактной пары: провод электросети-токосъёмный элемент. Действие различных факторов, приводящих к снижению надёжности работы электропроводов, возрастает в связи с увеличением скорости движения электропоездов и электрических нагрузок. Унос и разрушение проводов электросети в значительной мере определяются условиями эксплуатации и свойствами материала, как проводов, так и токосъёмных деталей – полозов токоприёмников [1, 2].

На современном этапе одним из перспективных направлений разработки материалов для токосъёмных деталей является получение металлических дисперсноупрочнённых сплавов, имеющих высокие электрические характеристики. Значительный потенциал для повышения соответствующих ресурса и уменьшения соответствующих затрат на электротранспорте постоянного тока железных дорог Украины заключается в усовершенствовании структуры и свойств материала на основе дисперсноупрочнённых медных порошков для контактных пластин.

Главным технологическим параметром является значение температуры расплава при выплавке и разливке. В составе упрочнённых медных сплавов, уже применяемых в технике, и разрабатываемых на современном этапе, присутствуют элементы с температурой плавления, значительно превосходящей 1400 °С, выше которой происходит интенсивный угар меди [3]. Это сплавы на основе систем Cu-Cr, Cu-Cr-Zr, Cu-Co-Be, Cu-Fe [4-6]. Поэтому, с целью снижения температуры обработки медного сплава, упрочнённого дисперсными включениями, в качестве добавки, вводимой для формирования дисперсной фазы, выбран легирующий комплекс FeCrC, содержащий 14-16 %мас. Cr, 1,3-1,5 %мас. C, остальное железо и примеси. Такой сплав имеет температуру плавления ~1250 °С [7]. Упрочнение медного сплава, легированного комплексом FeCrC, осуществляется за счёт образования эмульгированных включений из материала добавки благодаря существованию в сплаве зоны несмешивания жидких фаз [8]. Обычно в сплавах монотектических систем функцию эмульгированной фазы выполняет один или несколько простых элементов [9]. В отличие от этого легирующий комплекс FeCrC является сплавом, содержащим разные фазы [10], которые существенно отличаются физическими свойствами.

Структура, обеспечивающая необходимый уровень свойств упрочнённых материалов, характеризуется размерами включений 5-15 мкм и их количеством  $\sim 1 \cdot 10^3 \text{ мм}^{-2}$  [11-12]. Главным резервом повышения свойств таких сплавов является увеличение дисперсности и количества включений путём формирования в жидком сплаве состояния микроэмульсии с размерами включений  $\sim 1 \text{ мкм}$  и меньше [13, 14]. Однородность структуры также является важным фактором повышения свойств материала [15].

При получении расплава для упрочнённого материала с высокой электропроводностью необходимо минимальное насыщение основы сплава компонентами добавки. Поэтому проведение плавки требует незначительного перегрева расплава над температурой монотектики и сокращения времени контакта фаз. Таким требованиям соответствует способ получения расплава диспергированием жидкой добавки в объёме расплава основы, который имеет преимущества по сравнению с другими, основанными на диффузионном насыщении основы сплава компонентом добавки или перегревом расплава выше температур зоны несмешивания жидких фаз. Для влияния на состояние металлических расплавов применяются разные физические способы воздействия, среди которых ведущими являются электромагнитные. Учитывая сложное строение добавки FeCrC, ускорение приготовления эмульгированного состояния медного сплава возможно путём специальной организации электромагнитного действия на фазы сплава.

*Цель данной работы* – получение эмульгированного расплава меди с включениями легирующего комплекса FeCrC с размерами  $\sim 1 \text{ мкм}$  за счёт отработки режима электромагнитного воздействия на компоненты сплава при их сплавлении в индукционной тигельной печи.

Отработка технологии выплавки осуществлена на малых массах сплава в индукционной печи с графитовым тиглем и частотой тока, питающего индуктор, 42 кГц при ёмкости садки 300 г. Был получен сплав с содержанием легирующего комплекса ~1,0 %. Лигатура FeCrC для добавления в медь при выплавке сплавов Cu-FeCrC содержала 16 хрома, 1,4 %мас. углерода, остальное железо и примеси. Разогрев шихты и графита начинался с мощности 100 Вт. В процессе расплавления шихты мощность была доведена до 250 Вт. После расплавления меди и перегрева расплава до 1260 °С при повышении удельной мощности до ~450 Вт/кг добавляли лигатуру FeCrC. В процессе выплавки отбирали пробы расплава методом намораживания на металлический стержень и при этом скорость охлаждения малых масс металла составляла  $\sim 1 \times 10^3$  °С/с. Структуру сплава исследовали на травленных шлифах на оптическом микроскопе. Исходя из данных металлографического анализа проб расплава производили корректировку электромагнитного воздействия на металл.

Структура лигатуры приведена на рис. 1. Как видно основа сплава представляла собой зёрна сорбитизированного перлита – средний размер 40 мкм (рис. 1, а) с карбидной сеткой (рис. 3, б), расположенной по их границам.



Рис. 1. Структура лигатуры FeCrC: а – зёрна сорбитизированного перлита, б – карбидная сетка

При получении расплава в условиях введённой в него удельной мощности 450 Вт/кг и перегрева до 1350 °С, анализ проб показал, что при плавлении легирующего комплекса (лигатуры) в жидкой меди взаимодействие фаз добавки с основой проходит поэтапно. Сначала осуществляли растворение перлитной составляющей в меди, а карбидная фаза тем временем расплавлялась и трансформировалась из рассредоточенного состояния эвтектической сетки в сплошной компактный объём, который имел чёткую поверхность раздела с другими фазами. На поверхности этого объёма отсутствовали возмущения малого масштаба, характерные для разрушения межфазной поверхности, вследствие диффузии [16]. Карбидная фаза сохранялась в сплаве в компактном виде даже после полного растворения в меди основы добавки (рис. 2, а, б). На позиции в рис. 2 показано, что медь постепенно диффундировала в карбидную фазу, создавая в ней слои с разным содержанием компонентов. При этом объём карбидной фазой хоть и насыщался медью, но сохранял чёткую межфазную поверхность.

Таким образом, необходимо обеспечивать диспергирование объёма добавки на начальном этапе плавления кусков шихты, когда они ещё находятся в жидко-твёрдом состоянии, для предотвращения возможности образования жидкой карбидной фазы компактного объёма, обособленного в расплаве.

С этой целью была проведена корректировка электромагнитного воздействия за счёт повышения силы тока, питающего индуктор, по сравнению с предыдущим режимом ведения плавки. Мощность увеличивалась до 550 Вт/кг и расплав перегревался до 1460-1480 °С. В результате этапы процесса преобразования кусков шихты в дисперсные объёмы происходили почти одновременно. На позиции а рис. 3 зафиксировано как одновременно происходили процессы плавления куска шихты, формирования из него удлинённого объёма, возникновения возмущений на поверхности добавки и образования дисперсных включений из компонентов добавки. Дальнейшее формирование удлинённого объёма из расплавленного куска сопровождалось его интенсивным диспергированием (рис. 3, б). Электрический ток производил эрозионное действие на объём добавки, особенно на его заострённую часть. Вследствие структурной и химической неоднородности лигатуры электрический ток вызывал

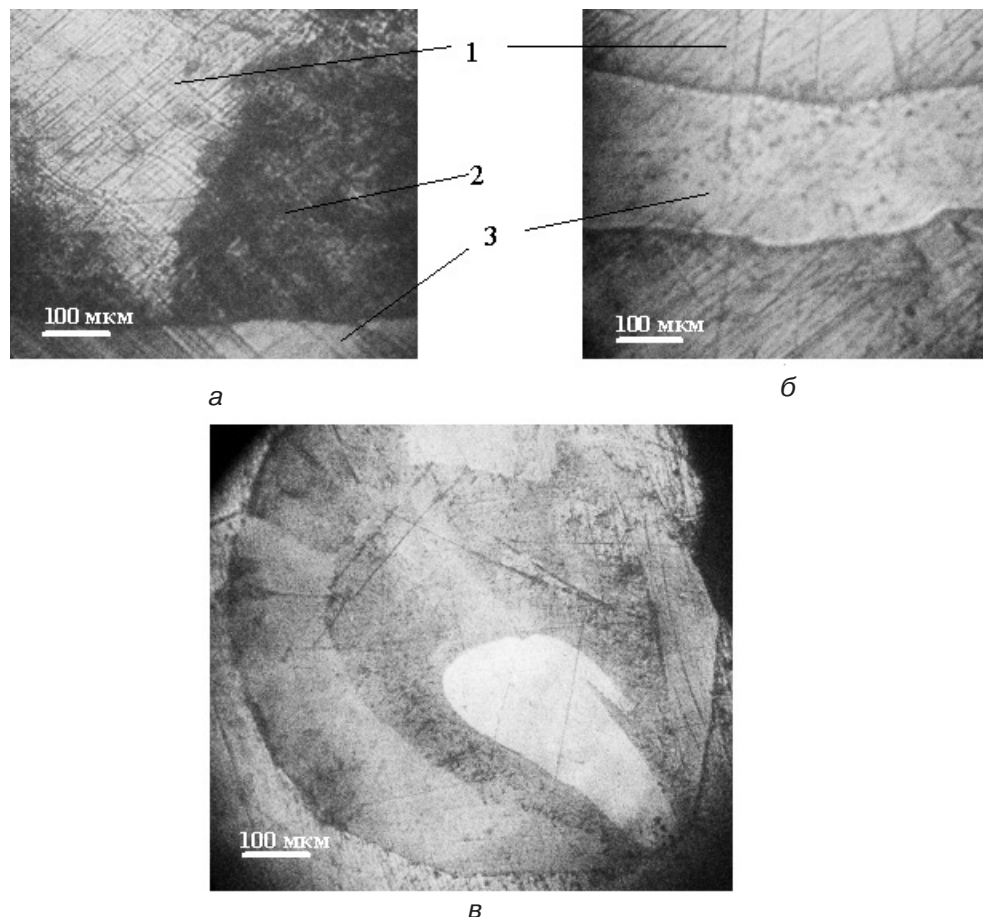


Рис. 2. Этапы взаимодействия объёмов лигатуры с медной основой сплава: *а* – растворение перлитной составляющей лигатуры в меди и образование компактного объёма из вещества эвтектической сетки; *б* – полное растворение перлитной основы лигатуры в меди и остаток объёма эвтектической составляющей добавки; *в* – растворение объёма вещества, создающего эвтектическую фазу в составе добавки; 1 – медная основа сплава; 2 – перлитная основа легирующего комплекса; 3 – эвтектическая составляющая лигатуры

больший разогрев локальных участков добавки в местах соединения перлитной и карбидной фаз, способствуя образованию тонких каналов, по которым матричный расплав проникал в толщу легирующего сплава. Это вызывало отрыв дисперсных объёмов от лигатуры и перенос их в отдалённые зоны расплава (рис. 3, *в*). Со стороны вогнутой части объёма добавки возникало вихревое течение. С одной стороны это способствовало её диспергированию, что ускоряло отрыв от добавки дисперсных кусочков, а с другой стороны циркуляционное движение расплава в этой зоне создавало вихрь, в середине которого вращались дисперсные объёмы лигатуры, и это препятствовало рассредоточению диспергированных объёмов добавки в расплаве (рис. 3, *г*). В результате даже после разрушения объёма добавки в расплаве оставались локальные скопления её диспергированных объёмов (рис. 3, *д*). Для рассредоточения этих скоплений в расплаве было необходимо дополнительное время выдержки (рис. 3, *е*).

После возникновения, диспергированные объёмы лигатуры имели неравновесное состояние. На позиции *д* рис. 3 видно, что они имели тёмные и светлые составляющие. Исходя из оттенков этих составляющих можно заключить, что тёмные участки сформированы на основе перлитной фазы, а светлые – эвтектической фазы лигатуры.



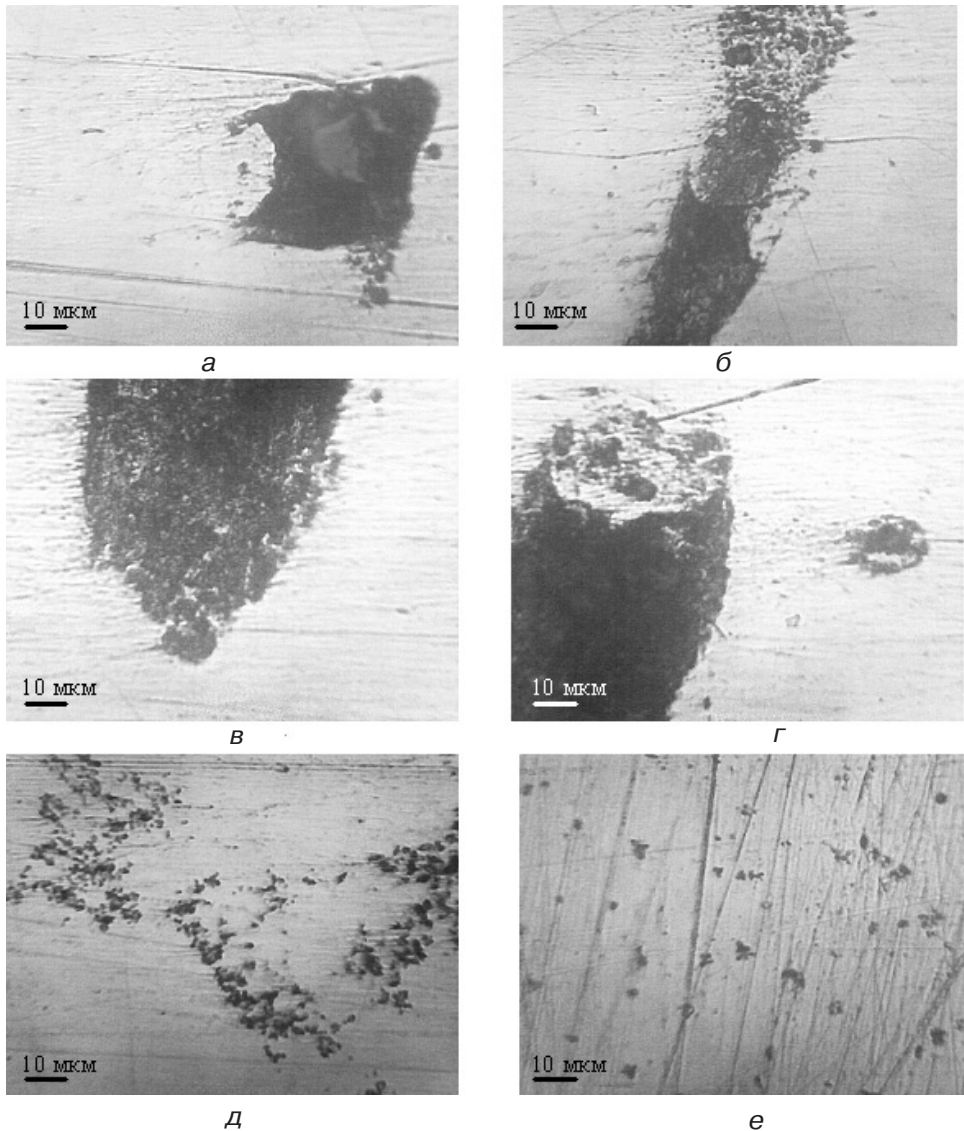


Рис. 3. Формирование и разрушение удлинённых объёмов добавки в расплаве: а – оплавление куска лигатуры; б – разрушение удлинённого объёма; в – начало процесса разрушения заострённой части удлинённого объёма; г – этап разрушения вогнутой части удлинённого объёма; д – начало распределения диспергированного объёма добавки в расплаве; е – распределение дисперсных объёмов добавки в расплаве после рассредоточения частиц лигатуры

Таким образом, для сокращения времени распределения лигатуры в расплаве необходимо снижение интенсивности вихревых течений в вогнутой части добавки. Для этого требуется уменьшить степень влияния электрического тока на движение объёма добавки, растворяющейся в расплаве, при сохранении уровня его теплового действия. То есть, на этапе сплавления добавки с основой сплава необходимо интенсивное действие электромагнитного поля для обеспечения разрушения кусков лигатуры (мощность 550 Вт/кг, температура металла 1460-1480 °С), а на этапе выдержки расплава электромагнитное действие следует уменьшить (мощность 200 Вт/кг) с целью обеспечения однородного распределения эмульгированных включений в объёме сплава в условиях изотермической выдержки ~5 мин. Такой

режим получения расплава обеспечил формирование эмульгированного состояния с каплями размером до 1 мкм и их количеством  $>1 \cdot 10^3 \text{ мм}^{-2}$ .

Перспектива развития настоящей работы заключается в увеличении числа эмульгированных включений за счёт увеличения массы вводимой лигатуры и сохранения дисперсности включений на уровне  $\leq 1$  мкм.



### Список литературы

1. Берент В. Я. Материалы и свойства электрических контактов в устройствах железнодорожного транспорта. – М.: Интекст, 2005. – 408 с.
2. Михеев В. П. Исследование и прогнозирование износа контактных пар устройств токосъёма / В. П. Михеев, О. А. Сидоров, И. Л. Саля // Известия вузов. Электромеханика. 2003. – № 5. – С. 74-79.
3. Липницкий А. М. Технология цветного литья / А. М. Липницкий И. В. Морозов, А. А. Яценко. – Л.: Машиностроение, 1986. – 224 с.
4. Николаев А. К. Сплавы для электродов контактной сварки / А. К. Николаев, В. М. Розенберг. – М.: Металлургия, 1978. – 96 с.
5. Слиозберг С. К. Медные сплавы и электроды контактных сварочных машин. – М.: Машиностроение, 1970. – 49 с.
6. Берент В. Я. Порошковые контактные пластины на медной основе в биметаллическом исполнении / В. Я. Берент, С. А. Гнездилов, Богатов А. С. // Наука – производству. Вестник ВНИИЖТ. – 2008. – № 6. – С. 19-25.
7. Андронов В. И. Жидкие металлы и шлаки: В. И. Андронов, Б. В. Чекин, С. В. Нестеренко. – М.: Металлургия, 1977. – 128с.
8. Кириевский Б. А. Влияние технологических параметров на формирование литой структуры в сплавах системы Cu-Cr-Fe-C, характеризующихся наличием двухфазной области жидкого состояния / Б. А. Кириевский, Л. Н. Трубоченко, В. В. Христенко // Процессы литья. – 2001. – № 4. – С. 52-56.
9. Кірієвський Б. А. Про використання сплавів які характеризуються областю незмішування в рідкому стані / Б. А. Кірієвський, В. О. Середенко, В. І. Дубоделов, О. В. Середенко // Металознавство та обробка металів. – 1998. – № 3. – С. 34-38.
10. Христенко В. В. Перспективні методи покращення характеристик оброблюваності зносостійких хромистих чавунів / В. В. Христенко, О. В. Ушкалова, А. Ф. Будник // Вісник Сумського державного університету. Серія: Технічні науки. – 2012. – № 2. – С. 138-141.
11. Сучков Е. В. Эмульгирование расплавов железо-медь-кремний и закалка эмульсий / Е. В. Сучков, С. М. Попель, А. А. Жуков, М. А. Коннова // Расплавы. – 1995. – № 5. – С. 24-28.
12. Сучков Е. В. Получение металлических эмульсий механическим перемешиванием расплавов / Е. В. Сучков, С. М. Попель, А. А. Жуков // Расплавы. – 1988. – № 6. – С. 89-92.
13. Morris M. A., Morris D. G. Microstructures and mechanical properties of rapidly solidified Cu-Cr alloys // Acta metallurgica. – 1987. – Vol. 35, №10. – P. 2511-2522.
14. Добаткин В. И. Гранулируемые алюминиевые сплавы / В. И. Добаткин, В. И. Елагин. – М.: Металлургия, 1981. – 176 с.
15. Zhong Y., Wang J., Zheng T., Debray F., Fautrelle Y. Solidification of hyper-monotectic zinc-bismuth alloy in a strong magnetic field // Journal of iron and steel research International. – 2012. – Vol. 19, Supplement 1-1. – P. 282-285.
16. Сумм Б. Д. Физико-химические основы смачивания и растекания / Б. Д. Сумм, Ю. В. Горюнов. – М.: Химия. – 1976. – 232 с.

Поступила 27.03.2015