

© О.А. Чикова, 2012 г.  
ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»  
г. Екатеринбург  
© М.А. Витюнин, 2012 г.  
Уральский государственный педагогический университет  
г. Екатеринбург  
chik63@mail.ru

## **ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ КОНТАКТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ И ГРАФИТА РАСПЛАВАМИ НА ОСНОВЕ МЕДИ**

Изучены условия получения принципиально новых композиционных материалов со структурой типа «замороженной эмульсии» методом контактного легирования расплава [1].

Железомедные сплавы обладают хорошими демфирующими свойствами. Однако в жидком состоянии сплавам Fe-Cu присуще явление расслоения. Последнее затрудняет получение литых изделий со стабильными структурой и свойствами. Закономерности расслоения сплавов Fe-Cu неоднократно исследовалось экспериментально [1]. Известно [2], что уже небольшие добавки углерода (~ 0,5 %) в Fe-Cu сплавы сдвигают купол расслоения в сторону более высоких температур, причем он располагается в области существования равновесного расплава. Изучена макро и микроструктура образцов «Fe-Cu – графит», полученных после опытов по растеканию расплавов Fe-20ат.%Cu, Fe-40ат.%Cu и Fe-60ат.%Cu по графиту в условиях совместного нагрева навески Fe-Cu сплава с подложкой (графит) до температуры 1630 °С и изотермической выдержки при этой температуре в течение 20 минут. Исследование проводили на оптических микроскопах «МБС-9» и «Neophot-32» и сканирующем микроскопе «Quanta-200».

Обнаружено, что по характеру расслоения образцы разделились на две группы – богатые железом (Fe-40ат.%Cu) и богатые медью (Fe-60ат.%Cu) (рис. 1). Для обеих групп образцов характерно расслоение металла с вытеснением медной фазы на периферию образца. Для образцов первой группы происходит обособление медной фазы, а для образцов второй группы – фазы, богатой железом. Степень расслоения для расплавов Fe-Cu при переходе через эквиатомный состав меняется. Расслоение образца Fe-60ат.%Cu+C происходит во всем объеме. Для сплавов Fe-20ат.%Cu+C и Fe-40ат.%Cu+C характерна достаточно однородная структура типа «замороженной эмульсии».

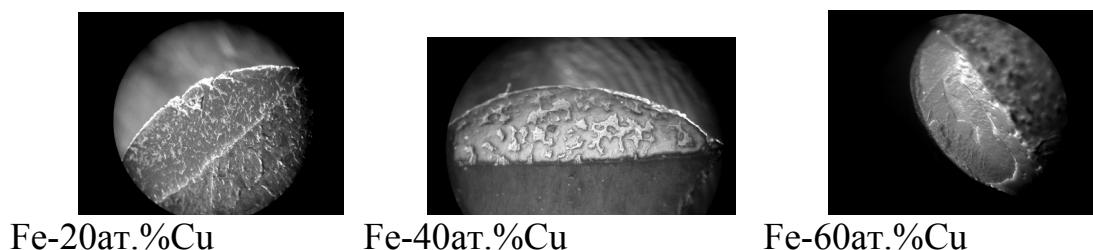


Рис. 1. Общий вид образцов композиционных материалов Fe-Cu-C

Впервые обнаружено сложное расслоение сплава Fe-60ат.%Cu+C (рис. 2а). Структура макрорасслоенного образца Fe-60ат.%Cu-C представляет ядро из белого чугуна в двух оболочках – медной внешней и из серого чугуна – внутренней. Обращает внимание расслоение фазы на основе железа на сплавы доэвтектического и эвтектического составов во всем объеме образца. Зерна эвтектики «аустенит – графит» глобулярной формы, расположенные в фазе на основе меди, имеют сложную доэвтектическую структуру за счет включения дендритов превращенного аустенита (рис. 3). Таким образом, расслоение характерно как в целом для образца Fe-60ат.%Cu+C, так и для включений отдельных фаз.

Обнаружены признаки изменения геометрии зоны контакта твердого и жидкого металла – образование кратера. Кратер наиболее выражен для образца Fe-20ат.%Cu+C и наименее выражен – для образца Fe-60ат.%Cu+C. Зафиксированы явные признаки коррозии материала подложки – диспергирования графита при контакте с расплавом (рис. 2б). Диспергирование графита обнаружено как при контакте с фазой на основе железа, так и с фазой на основе меди (рис. 2в).

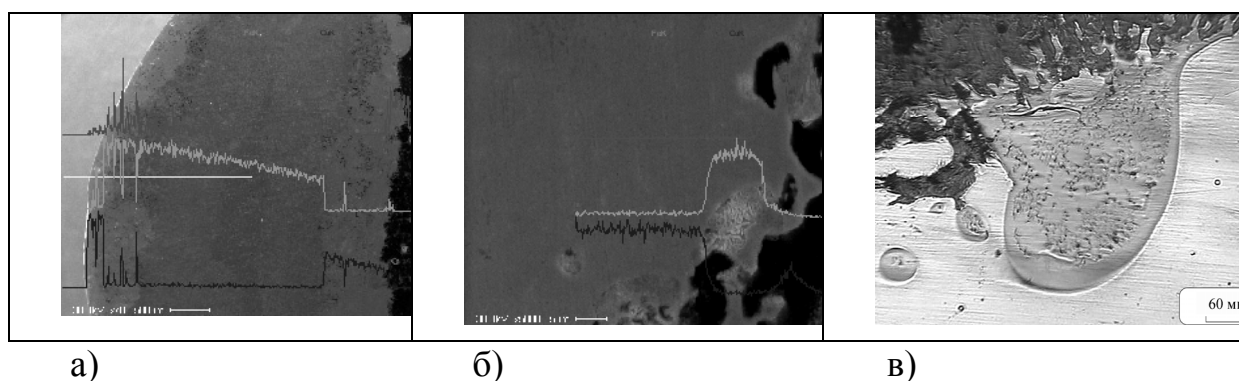


Рис. 2. Макроструктура (а) и микроструктура переходного слоя (б, в) образца Fe-60ат.%Cu-C

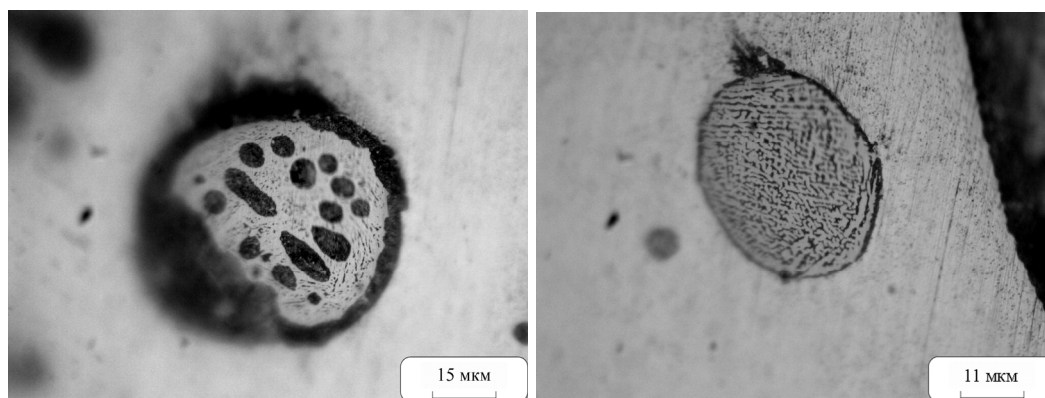


Рис. 3. Глобулярные зерна эвтектики «аустенит – графит»

Таким образом, показано, что получение объемных образцов псевдосплавов Fe-Cu-C со структурой типа «замороженной эмульсии» в результате смачивания графита расплавами Fe-Cu возможно для композиций на основе железа и при низких скоростях охлаждения (1–10 °C/c).

Изучено строение и фазовый состав диффузионных слоев, получаемых в результате взаимодействия расплава Cu-10мас.%Sn с поверхностью образцов из стали Ст3. Исследованы диффузионные слои, образующиеся при контакте расплавов Cu-10мас.%Sn со сталью Ст3. Образцы сплава Cu-10%Sn предварительно сплавлялись из чистых компонентов в закрытой муфельной печи сопротивления при 1100 и 1360 °C в течение 30 мин. в инертной атмосфере гелия. Исходными материалами служили металлы высокой степени чистоты: медь марки Мк0 и олово марки ОВЧ-000. Биметаллические образцы «сталь Ст3-Cu-10%Sn» получены в инертной атмосфере в условиях совместного нагрева расплава и подложки. Растекание расплава Cu-10мас.%Sn по поверхности стали Ст3 происходило при медленном ( $\sim 10^6$  °C/c) нагреве образца от 600 °C до 900 °C. Скорость охлаждения металла при кристаллизации составляла  $\sim 10$  °C/c. Такие скоростные режимы обеспечивали длительный контакт расплава с подложкой (не менее 120 мин).

Металлографический анализ контактной границы показал, что в результате растекания расплавов Cu-10мас.%Sn по подложкам из стали марки Ст3, сформировался слоистый композитный материал. Типичная микроструктура поперечного сечения слоистого образца представлена на рис. 4. В ней характерно наличие трех зон: поверхностный слой I; переходный слой II; подложка III. Обнаружены признаки изменения геометрии зоны контакта твердого и жидкого металла, а именно, диспергирование твердого металла в расплаве (рис. 5), что вызвано понижением межфазного натяжения на границе «расплав-подложка»

(эффект Ребиндера) [3]. Микроструктура поверхностного слоя биметаллического образца «сталь Ст3 – сплав Cu-10%Sn» состоит из дендритов  $\alpha$ -твердого раствора Sn в Cu и грубодифференцированного эвтектоида, каркасно расположенных вокруг  $\alpha$ -фазы. На краю поверхностного слоя имеют место всплывшие фрагменты состава переходного слоя. Известно [2], что даже при комнатной температуре в Cu растворяется до 0,2%Fe, а с ростом температуры и больших скоростях охлаждения количество железа в Cu может увеличиться до 2–2,5 %. Поэтому, можно предположить, что в переходном слое образовался интерметаллид тройной системы Cu-Sn-Fe состава  $\text{Cu}_2\text{FeSn}$ . Присутствие фрагментов этой фазы на самой поверхности и по сечению слоя можно объяснить эффектом Ребиндера [3]. Структура подложки феррито-перлитная (рис. 4).

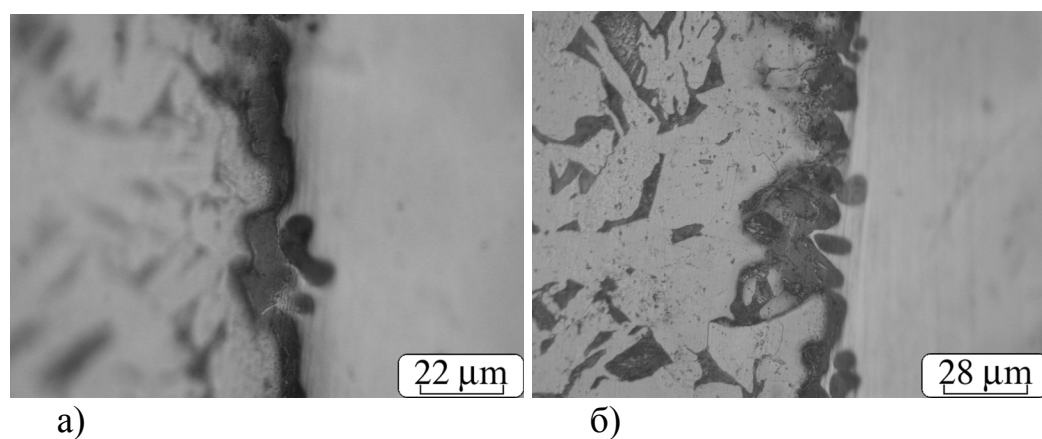


Рис. 4. Микроструктура образца Cu-10мас.%Sn-сталь Ст3: а) температура нагрева сплава Cu-10мас.%Sn  $T_{\text{н}} = 1360^{\circ}\text{C}$ ; б)  $T_{\text{н}} = 1100^{\circ}\text{C}$ )

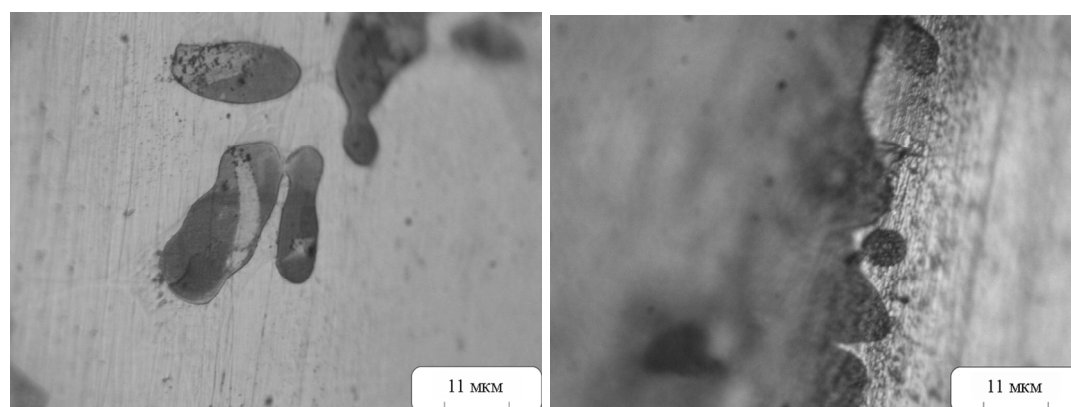


Рис. 5. Микроструктура переходного слоя образца Cu-10мас.%Sn-сталь Ст3

Сравнительное металлографическое исследование структур диффузионных слоев, образованных при растекании расплавов Cu-10%Sn по поверхности стали Ст3 – предварительно перегретых в жидком состоянии до 1100 °С и 1360 °С, соответственно, показало перегрев расплава приводит к увеличению диспергирования и объемной доли эвтектоида, что в целом приводит к большей однородности  $\alpha$ -твердого раствора Sn в Cu в поверхностном слое образца (рис. 4). Таким образом, получена информация о последствиях повышения температуры нагрева расплава Cu-10мас.%Sn для получения принципиально новых композиционных материалов методом контактного легирования расплава со структурой типа «замороженной эмульсии» [1].

#### **Список использованных источников**

1. *Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д.* Сплавы на основе систем с ограниченной растворимостью в жидком состоянии. М.: Интернаука, 2002. 371 с.
2. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник : В 3 т. Т. 2 / под общей ред. Н.П. Лакишева. М.: Машиностроение, 1996. 1024 с.
3. *Чикова О.А.* Самопроизвольное диспергирование в процессах сплавообразования как причина микрорасслоения металлических расплавов // Расплавы. 2008. № 2. С. 54–64.