

## ПОЛУЧЕНИЕ УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Cr–C

Самойлова О.В., Гераскин В.И.  
 ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)», Челябинск, Россия  
 E-mail: samoylova\_o@mail.ru

Система Cu–Cr–C представляет интерес с позиции возможности синтеза упрочняющих тугоплавких дисперсных частиц карбидов хрома в результате взаимодействия растворенных в медном расплаве хрома и углерода [1].

Целью настоящего исследования является термодинамическое моделирование и экспериментальное изучение получения *in situ* упрочненных сплавов системы Cu–Cr–C.

Для моделирования фазовых равновесий в исследуемой системе использовался программный пакет FactSage (версия 7.0). В процессе термодинамических расчётов принималось, что общее давление в системе составляет 100000 Па. Моделирование проводилось для интервала температур 1100–1500 °С. За основную жидкую фазу при расчёте поверхности ликвидус принимался медный расплав.

Результаты моделирования приведены на рис. 1. На диаграмме определены границы областей термодинамической стабильности фаз, присутствующих в системе: область I отвечает равновесию расплава на основе меди с графитом; область II – с карбидом хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ; область III – с карбидом хрома  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ; область IV – с карбидом хрома  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ; область V – с твердым раствором на основе хрома. Линия a–b соответствует тройному равновесию «расплав на основе меди–графит–карбид  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ »; линия c–d – «расплав на основе меди–карбид  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ –карбид  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ »; линия e–f – «расплав на основе меди–карбид  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ –карбид  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ »; линия g–k – «расплав на основе меди–карбид  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ – $\text{Cr}_{\text{тв.р.}}$ ».

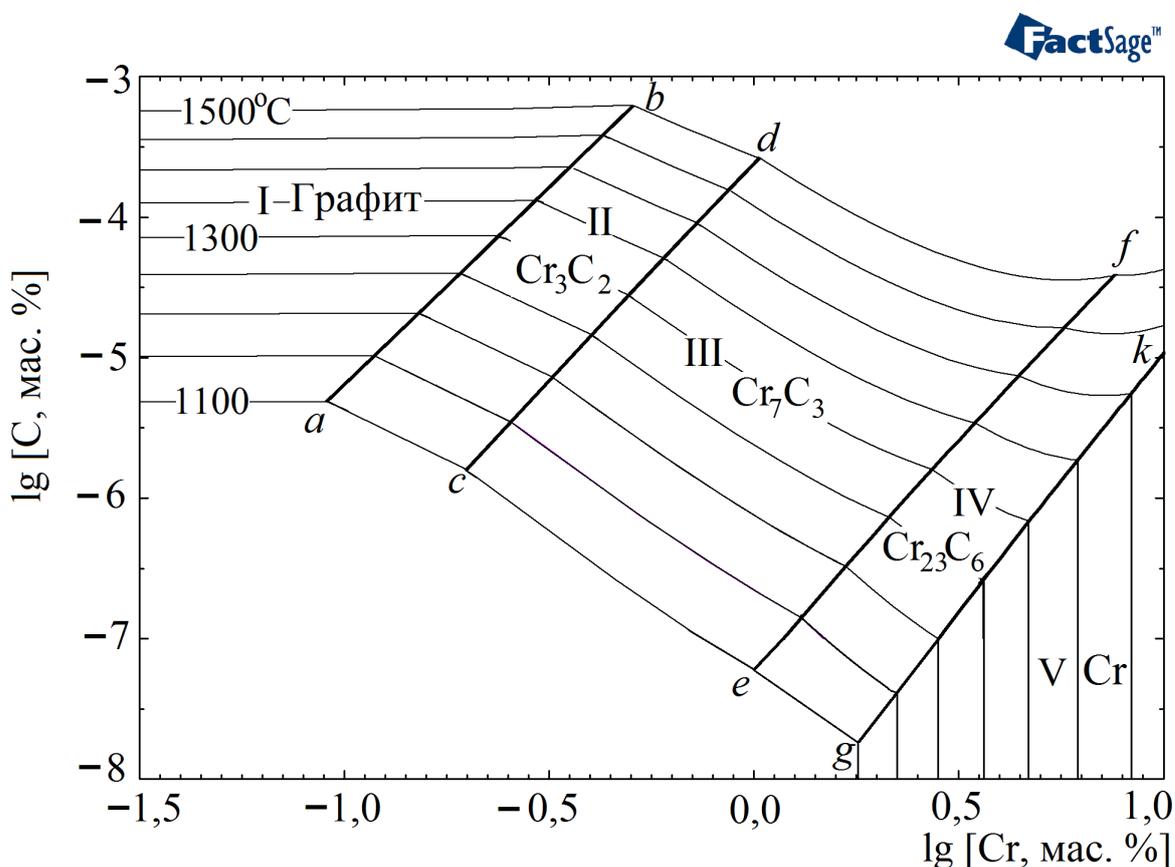


Рисунок 1- Результаты моделирования фазовых равновесий в системе Cu–Cr–C для интервала температур 1100–1500 °С

Следует отметить, что карбиды хрома имеют достаточно высокие температуры плавления:  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  имеет инконгруэнтный характер плавления, температура плавления составляет 1576 °С;  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  плавится конгруэнтно, температура плавления составляет 1766 °С;  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  имеет инконгруэнтный характер плавления, температура плавления составляет 1811 °С.

Таким образом, образование карбидов хрома может положительно сказаться не только на твердости полученных сплавов при комнатной температуре, но и на механических свойствах экспериментальных образцов при повышенных температурах.

Составы экспериментальных образцов приведены в табл. 1. Синтез экспериментальных образцов проводился следующим образом. Необходимые количества меди и хрома сплавлялись в алундовом тигле при температуре  $1400 \pm 20$  °С. Затем на зеркало металла высыпался графитовый порошок (с размерами частиц порядка 300 мкм), после чего давалась выдержка при температуре  $1400 \pm 20$  °С в течение 10 минут в восстановительной атмосфере. Охлаждение образцов велось на воздухе.

Таблица 1 -Составы экспериментальных образцов системы Cu–Cr–C и результаты измерения микротвердости HV

№ п/п	Cr, мас. %	Cu, мас. %	HV (литое состояние)	
			Центр образца (без частиц карбидов)	Верх образца (в зоне контакта расплава с графитом): «карбидные поля»
1	0,50	Остальное	108	139
			108	137
			105	143
2	1,80	Остальное	125	174
			139	186
			130	173

Достоинством использованной методики являлось то, что графит при проведении плавки одновременно выполнял несколько функций. Он выступал и как легирующий элемент (растворяясь в медном расплаве при высоких температурах и реагируя с хромом), и как покров, предотвращающий расплав на основе меди от окисления.

Ранее нами в работе [2] был выполнен термодинамический анализ процессов взаимодействия, происходящих в расплаве на основе меди системы Cu–Cr–C–O. Было показано, что в присутствии кислорода, растворенного в медном расплаве, синтез карбидов хрома невозможен. Основными продуктами взаимодействия будут газ состава (CO, CO<sub>2</sub>) и частицы оксидов  $\text{CuCrO}_2$  и  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . Таким образом, предотвращение контакта медного расплава с кислородом воздуха – важная технологическая задача при синтезе *in situ* частиц карбидов в медном расплаве.

Полученные в ходе настоящей работы экспериментальные образцы исследовались методами растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа.

Согласно растровой электронной микроскопии структура верхней части (в зоне контакта расплава с графитом) и центральной части образцов значительно различаются. Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа в верхней части слитков наблюдаются выделения карбидов хрома, образующих «карбидные поля», а в центре слитков можно наблюдать выделения твердого раствора на основе хрома.

Для образца № 1 зона «карбидных полей» имеет протяженность порядка 460–600 мкм от верхнего края образца, далее частицы карбида хрома не встречаются. Соотношение хрома к углероду в карбидных включениях согласно МРСА варьируется

и составляет  $Cr/C = 1,447 \div 1,729$ ; что соответствует карбиду хрома  $Cr_3C_2$ . Размеры частиц карбидов согласно результатам исследования на растровом электронном микроскопе не превышают 10 мкм.

Для образца № 2 зона «карбидных полей» имеет протяженность порядка 480–760 мкм от верхнего края образца, далее (также как и в образце № 1) карбиды хрома не встречаются. Соотношение хрома к углероду во включениях составляет  $Cr/C = 2,528 \div 2,838$ ; что соответствует карбиду хрома  $Cr_7C_3$ . Размер упрочняющих частиц в основном составляет 5–10 мкм, однако отдельные частицы могут достигать размеров до 15 мкм.

В структуре экспериментальных образцов можно наблюдать хорошее сцепление (без видимых дефектов и пор) частиц карбидов хрома с медной матрицей.

Также на шлифах экспериментальных образцов проводились измерения микротвердости по Виккерсу *HV*. Результаты измерения представлены в табл. 1. Значения микротвердости, полученные в «карбидных полях», сопоставимы со значениями, полученными авторами работ [3, 4]. Достаточно высокие показатели *HV*, полученные в центре образцов (без карбидов), можно объяснить выделениями хрома.

Таким образом, по результатам проведенного исследования установлено, что в интервале температур 1100–1500 °С в медном углу фазовой диаграммы системы Cu–Cr–C, начиная с концентраций хрома в расплаве порядка 0,1 мас. % при 1100 °С, могут образовываться карбидные включения. В ходе проведения экспериментального исследования определено, что частицы карбидов хрома образуются при выдержке металлического расплава в контакте с графитом.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-08-00133 а.*

Литература:

1. Бабкин, В.Г. Литые металломатричные композиционные материалы электротехнического назначения / В.Г. Бабкин, Н.А. Терентьев, А.И. Перфильева // Журнал Сибирского Федерального Университета. Серия «Техника и технологии». – 2014. – Т. 7. – № 4. – С. 416–423.
2. Михайлов, Г.Г. Поверхность растворимости углерода, кислорода и хрома в жидкой меди / Г.Г. Михайлов, Л.А. Макровец, О.В. Самойлова // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2017. – Т. 17. – № 2. – С. 5–12.
3. Бабкин, В.Г. Влияние кислорода на механические свойства меди и медематричных композитов, упрочненных синтезированными в расплаве карбидами хрома / В.Г. Бабкин, А.И. Трунова, А.И. Черепанов // Металлы. – 2016. – № 3. – С. 25–30.
4. Синтез литых графитсодержащих композитов Cu–Cr–C / Л.Е. Бодрова, Э.А. Пастухов, Э.Ю. Гойда, Л.А. Овчинникова // Металлы. – 2017. – № 1. – С. 78–84.