

Разделив обе части формул (1а) – (1в) на α_0 , получим показатель тепловой активности покрытия $p_\alpha = \frac{\alpha_{эф}}{\alpha_0}$ при изменении геометрического $\delta_{кр}$ и теплофизического $\lambda_{кр}$ параметров защитного слоя краски на интенсивность теплопередачи в системах слитков – изложница и отливка – форма.

Например, для стального кузнечного слитка эквивалентным радиусом R_3 , с защитным покрытием толщиной $\delta_{кр}$ и теплопроводностью $\lambda_{кр}$ на рабочей поверхности чугунной изложницы из формулы (1б) получим:

$$p_\alpha = \frac{1}{1 + \alpha_0 \frac{R_3}{\lambda_{кр}} \ln \frac{R_3 + \delta_{кр}}{R_3}} \quad (2)$$

Учет влияния защитных покрытий на процесс теплообмена [4] облегчает поиск оптимальных температурных режимов затвердевания слитков и отливок.

Литература:

1. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 539 с.
2. Дорошенко С.П., Дробязко В.А., Ващенко К.И. Получение отливок без пригара в песчаных формах. – М.: Машиностроение, 1978. – 208 с.
3. Соколовская Л.А. Учет теплового сопротивления неметаллических прослоек в контактной зоне теплообмена / Литейное производство: технология, материалы, оборудование, экономика и экология. Матер. международ. научно-практ. конф. – Киев: ФТИМС НАН Украины. – 2011. – С. 256 – 258.
4. Мамишев В.А. О повышении эффективности теплообмена в системе литейная заготовка-форма-окружающая среда // Металл и литье Украины, 2012. – № 11. – С. 31 – 35.

Степанчук А.М., Похилько Б.В., Хващевський М.Ю.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ СКЛАДУ ТА УМОВ ОТРИМАННЯ НА СТРУКТУРУ СПЛАВІВ Al-Fe

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

В сучасній науці і техніці при створенні нових матеріалів з високими функціональними властивостями для виготовлення ряду деталей вузлів і механізмів у машинобудуванні, авіаційної і ракетно-космічної техніки до них також ставиться вимога мати малу густину [1]. У цьому відношенні перспективними є легкі композиційні матеріали на основі алюмінію зміцненого твердою дисперсною фазою, якою можуть бути тверді сполуки перехідних металів та інтерметаліди алюмінію, які він утворює з багатьма металами, у тому числі і з залізом [1, 2].

Виходячи із доступності та технологічності останнього в роботі була поставлена мета вивчити процеси формування структури сплавів системи Al-Fe залежно від складу та умов отримання.

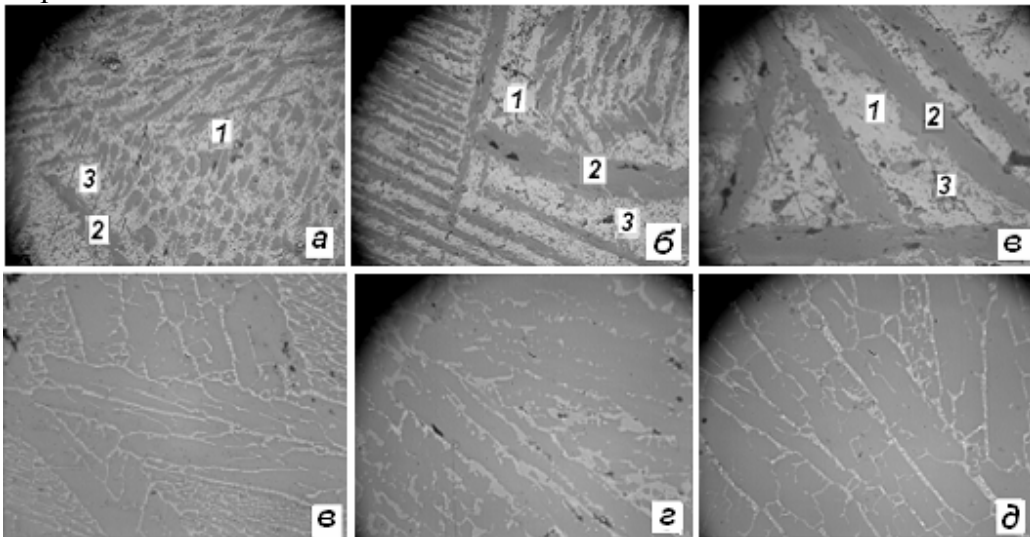
В роботі вивчалися сплави алюмінію, які вміщували 15 та 40% заліза, які є перспективними для їх використання як основи антифрикційних матеріалів.

Виходячи з температури плавлення сплаву Al + 40% Fe згідно діаграми стану сплави отримували плавленням вихідної шихти за температури 1300 °С. Вихідну шихту готували з брикетованої суміші стружки алюмінію та заліза взятих у необхідній кількості. Після розплавлення шихти і витримки протягом 10 хв. розплав охолоджували з різною швидкістю з метою вивчення її впливу на структуру та фазовий склад отримуваних

виливків. Швидкість охолодження регулювали шляхом лиття розплаву у масивний металевий кокіль, у воду та піщану форму на повітрі.

З виливків готували зразки на яких вивчалась структура, твердість сплавів і мікротвердість фазових складових. Отримані результати наведені на рис. 1.

Як видно з рисунків 1– а, б, в, структура сплавів Al + 15% Fe складається з двох фаз. Вона складається з світлої фази (1), яка є матричною та сірої (2) голчастої форми. Сіра фаза також присутня в матричній фазі у вигляді дрібних включень (евтектики) (3). Розмір включень сірої фази збільшується при переході від охолодження у воді до охолодження на повітрі. У цьому ж напрямі збільшується розмір дрібних включень сірої фази у матричній.



1 – алюміній; 2 – інтерметаліди; 3 – евтектика ($Al - Fe_xAl_y$)

Рис. 1. Мікроструктура сплавів Al + 15% Fe (а, б, в) і Al + 15% Fe (в, г, д) отриманих з розплаву, охолодженого у воді (а,в), металевому кокілі (б,г) на повітрі (в,д) (x400)

Вивчення структури сплавів Al + 40% Fe показало (рис. 1 – в, г, д), що вона також складається з двох фаз, але переважно з сірої. Світла фаза присутня у вигляді тонких прошарків між зернами сірої фази, розмір яких практично не змінюється залежно від умов отримання виливків.

Аналіз результатів дослідження структури отриманих сплавів показує, що вона узгоджується з діаграмою стану Fe – Al [3]. У сплавах з 14% заліза сіру фазу можна ідентифікувати як інтерметалід Al_3Fe , а світлу фазу як матричну фазу з алюмінію з включеннями інтерметаліду AlFe. Ці міркування узгоджуються з отриманими в роботі результатами вимірювання мікротвердості фаз сплавів. Отримані значення мікротвердості для сірої фази сумірні зі значеннями мікротвердості для інтерметаліду Al_3Fe (4,0...5,0 ГПа) наведеними в літературі [4]. Значення мікротвердості для світлої фази дещо вищі за мікротвердість алюмінію і складають 0,6...0,7 ГПа, що може бути зумовлено його зміцненням за рахунок дисперсних включень інтерметалідів, які мають більшу твердість.

Вимірювання мікротвердості сірої фази для сплавів алюмінію з 40% заліза показало, що вона вища за мікротвердість сірої фази для сплаві з 15% заліза і складає 6,5...7,5 ГПа і за її значеннями може бути ідентифікована як інтерметалід AlFe, що також узгоджується з діаграмою стану Fe – Al. Мікротвердість світлої фази у сплавах з вмістом заліза 40% також дещо вища ніж у сплавів з вмістом заліза 15%. Останнє може бути зумовлено, що її зміцнення можливі за рахунок дисперсних включень більш твердих інтерметалідів.

Вивчення твердості отриманих сплавів показує, що вона для сплавів з вмістом заліза 15% залежить від умов їх кристалізації при охолодженні. Найвищі значення твердості мають сплави охолоджені на повітрі (89,0 HRB) і зменшуються для сплавів охолоджених у воді (51,8 HRB) і у кокілі (43,3 HRB). Такі результати вступають у

протиріччя з існуючими уявленнями про вплив розміру зерен, на механічні характеристики, у тому числі і твердість, матеріалів. На нашу думку це протиріччя може бути зумовлено тим, що досліджувані сплави складаються двох фаз з різною твердістю.

Таким чином, змінюючи умови отримання сплавів можна регулювати їх структуру і властивості і, як наслідок, експлуатаційні властивості. Тому у подальшому доцільно проведення досліджень по вивченню таких властивостей.

Література:

1. Баглюк Г.А. Новые композиционные дисперсно-упрочненные материалы на основе алюминия [Текст] / Г.А. Баглюк, Ю.А. Шишкина // Технологические системы. – 2011. – № 4 (57). – С. 36-43.

2. Yang Xue. Fabrication, microstructure and mechanical properties of Al-Fe intermetallic particle reinforced Al-based composites / Yang Xue, Rujuan Shen, Song Ni // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – №618. – P. 537–544.

3. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем : в 3 т. Т. 1. / Н. П. Лякишев. – М. : Машиностроение, 1996. – 992 с.

8. Krasnowski M. Nanocrystalline Al-Fe intermetallics – light weight alloys with high hardness / M. Krasnowski, T. Kulik // Intermetallics. – 2010. – № 18. – P. 47–50.

Степанчук А.Н., Ведель Д.В., Деркач М.П.

(КПИ им. Игоря Сикорского, г. Киев)

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА ПЛАВЛЕНОГО КАРБИДА ЦИРКОНИЯ В ОБЛАСТИ ГОМОГЕННОСТИ

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

В настоящей работе исследовались условия получения и свойства плавленного карбида циркония, который представляет интерес с точки зрения применения его для создания высокотемпературной керамики [1]. Кроме того, карбид циркония представляет интерес с точки зрения изготовления из него конструкционных материалов ядерных реакторов вследствие его малого сечения поглощения нейтронов [2]. В последнем случае очень важное значение приобретает наличие пористости в изделиях, которая может быть накопителем изотопов газов – продуктов деления ядерного топлива, обладающих большим сечением поглощения нейтронов. В целом это может быть причиной отравления активной зоны ядерных реакторов и, как следствие, снижение их мощности. С этой точки зрения значительный интерес представляют плавные тугоплавкие соединения, в том числе карбид циркония, которые, как показано в работах [3], имеют стопроцентную плотность и практически не содержат примесей.

Исходя из анализа данных о поведении карбидов при температурах превышающих температуру их плавления плавный карбид циркония с различным содержанием углерода в области его гомогенности получали плавкой расходуемых электродов изготовленных из порошка исходного карбида в дуговой печи под давлением защитного газа (аргона) [3].

Кроме давления газа при плавке на степень разложения и последующего испарения газообразных продуктов разложения значительное влияние оказывает плотность тока дуги от которой зависит температура плазмы.

Исследованные условия получения плавного циркония в области его гомогенности показало, что с уменьшением содержания углерода в исходных карбидных фазах оптимальная плотность тока, необходимая для их плавления, должна уменьшаться. Для карбида циркония была установлена аналитическая зависимость плотности тока от состава карбидной фазы, которая имеет вид: