

ншенням площі взаємних контактів окремих часточок цих фаз, а також із зниженням парціального тиску води в об'ємі відновлюваної шихти в даному температурному діапазоні (200...500 °С) через присутність оксиду вольфраму. Окрім того, вольфрамова оксигеновмісна складова можливо, перешкоджає укрупненню часточок заліза, нікелю й кобальту, що також може призводити до зниження температури відновлення ферумової, нікелевої та кобальтової складових. Останні, в свою чергу, можуть впливати на електронну структуру початкової оксидної системи вольфраму, скорочуючи індукційний період утворення зародків і прискорюючи процес металізації оксиду вольфраму. При цьому, на відновлення оксиду вольфраму впливають не оксиди заліза, нікелю та кобальту, а їх відновлені фази. Збільшення кількості центрів утворення зародків на поверхні кристалітів оксиду вольфраму, якими є відновлені часточки заліза, нікелю та кобальту, прискорює процес металізації оксиду вольфраму.

В експерименті випробувано декілька температурних режимів водневого відновлення для синтезу порошків складу 7,2% вольфраму; 1,9% кобальту; 1,8% нікелю та 1,0% заліза. Температуру та тривалість процесу варіювали у діапазоні 923...1173 К протягом 1...2 годин. Було досліджено структуру, фазовий склад і дисперсність синтезованих порошків, які впливають на механізм консолідації та властивості масивних зразків. Рентгенівським аналізом встановлено наступний фазовий склад відновленого нанопорошку сплаву на основі вольфраму, об. %: W – 87,72; Ni – 6,14; γ -Fe – 2,63; Fe-Ni – 0,88; Co – 0,88. Хімічний склад відновленого нанопорошку сплаву на основі вольфраму характеризувався наявністю 89,9% вольфраму, 7,2% нікелю, 1,8% феруму та 1,1% кобальту.

З результатів фазового та хімічного аналізів відновленого порошку випливає, що оксидні й інтерметалідні фази у зразках є відсутніми, а хімічний склад порошку відповідає заданому. Електронно-мікроскопічні дослідження показали, що матеріал представлено щільними агломератами, середній розмір яких становить 300...400 нм із розміром окремих часточок 100 нм.

Глотка А.А., Гайдук С.В.

(НУ «Запорозьская политехника», г. Запорозьє)

**ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ
И ГОМОГЕНИЗАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ
НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ**

E-mail: glotka-alexander@ukr.net

Одна из ключевых проблем современного авиационного двигателестроения – повышение рабочей температуры газа. За последние 50 лет развития реактивной авиации температура газа на входе турбину возросла с 1200 К в двигателях второго поколения до 1800...1950 К в двигателях пятого поколения. Примерно 70% этого прироста было полу-

чено за счет совершенствования систем воздушного охлаждения лопаток газовых турбин, а 30% – в результате повышения уровня механических свойств жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС), используемых для литья монокристаллических лопаток.

Учитывая то, что жаропрочность сплавов в значительной степени определяется термодинамической стабильностью фаз, которую предлагают [2] оценивать по температурам $t_{п.р}$, $t_{эвт}$, t_S , и t_L разработка методики расчета этих значений от химического состава сплава является актуальной задачей.

В результате обработки экспериментальных данных предложено соотношение элементов для оценки термодинамической стабильности фаз, которое учитывает комплексное влияние всех компонентов сплава. Данное соотношение хорошо коррелирует с температурами $t_{п.р}$, $t_{эвт}$ и t_S , которые, в свою очередь, хорошо коррелируют с жаропрочностью сплавов. Так, температура полного растворения имеет следующую зависимость от предложенного соотношения $t_{п.р}^{\gamma'} = 14,316(\Sigma_{\gamma}/0,2\Sigma_{\gamma'})^2 - 60,618(\Sigma_{\gamma}/0,2\Sigma_{\gamma'}) + 1344,2$.

Температура эвтектического превращения так же хорошо коррелирует с K_{γ} и имеет следующую зависимость $t_{эвт}^{\gamma'} = 8,3131(\Sigma_{\gamma}/0,2\Sigma_{\gamma'})^2 - 42,128(\Sigma_{\gamma}/0,2\Sigma_{\gamma'}) + 1370,2$ ($R^2=0,86$). Также имеет высокий коэффициент детерминации ($t_S^{\gamma'} = 12,832(\Sigma_{\gamma}/0,2\Sigma_{\gamma'})^2 - 61,611(\Sigma_{\gamma}/0,2\Sigma_{\gamma'}) + 1410,4$; ($R^2=0,86$). Отсюда, можно рассчитывать ширину температурного интервала для эффективного проведения гомогенизирующего отжига в зависимости от содержания легирующих элементов в сплаве $\Delta t_{гом} = -15,29(\Sigma_{\gamma}/0,2\Sigma_{\gamma'}) + 73,083$.

При температурах близких к температуре плавления элементы, которые входят в состав γ' - фазы и γ - твердый раствор исследованных ЖНС переходят в жидкость и оказывают комплексное влияние на величину t_L . Поэтому, в результате обработки экспериментальных данных, авторами было предложено соотношение элементов

$K_{\gamma} = \frac{\Sigma_{\gamma}(Cr+W+Mo+Re+Co+Ru)}{\Sigma_{\gamma'}(Al+Ti+Nb+Ta+Hf)}$, которое имеет высокую корреляцию с температурой

ликвидус для монокристаллических сплавов. Детальный анализ позволил выявить закономерности такого разделения зависимостей, которое сводится к следующему: сплавы второго и третьего поколения, в которых количество титана сводится к минимуму и повышается количество рения имеют зависимость температуры ликвидус от соотношения K_{γ} имеет следующий вид: $t_L = 7,2087(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'})^2 - 0,8645(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'}) + 1406,9$. Сплавы первого поколения имеют следующую зависимость температуры ликвидус от соотношения K_{γ} :

$$t_L = -3,9843(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'})^2 + 31,908(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'}) + 1342,8 \quad (R^2=0,85).$$

Таким образом, рассчитав температуры солидуса и ликвидуса, по приведенным регрессионным моделям, можно прогнозировать ширину температурного интервала кристаллизации, что существенно влияет на технологичность сплава при формировании бездефектной монокристаллической структуры в отливках. Для сплавов 2-3 поколения имеет следующую зависимость $\Delta t_{кр} = -50,731(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'})^2 + 241(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'}) - 18,91$. Сплавы первого поколения подчиняются следующей математической модели $\Delta t_{кр} = -4,4282(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'})^2 + 38,402(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'}) - 6,4988$.

Говорун Т.П., Білоус О.А., Осічев Д.Р.

(СумДУ, м. Суми)

МОДЕЛЮВАННЯ СКЛАДУ СПЛАВУ СТІЙКОГО ДО АБРАЗИВНОГО ЗНОШУВАННЯ

E-mail: hovorun@pmtkm.sumdu.edu.ua

При абразивному зношуванні одним з основних критеріїв зносостійкості є висока твердість поверхневих шарів деталей, що працюють на знос. На даний час відомі різні способи отримання зносостійкого шару. Найбільш широко для цієї мети використовується різна наплавка: газова, індукційна, електродугова та інші [1]. Одним з найбільш ефективних методів отримання наплавленого металу є електродугове наплавлення порошковим дротом [2]. Тому розробка нового раціонального складу порошкового дроту, що забезпечує максимальну стійкість наплавленого металу в умовах абразивного зношування, є актуальним і своєчасним. Для отримання заданого хімічного складу і необхідних властивостей наплавленого металу різними методами проводять його легування.

У металах, наплавлених зносостійкими матеріалами, найбільш стійкі до зносу є карбіди. Однак і стійкість до зношування металевої матриці, що утримує карбіди, також має величезне значення. Найбільш сприятливою є мартенситно-аустенітна матриця, оскільки мартенсит добре чинить опір абразивному зношуванню, а аустеніт є в'язкою складовою, що перешкоджає викришуванню карбідів. Тому збільшення стійкості наплавленого металу абразивному зношуванню досягається шляхом легування його різними методами, за допомогою яких утворюються тверді карбіди і в'язка металева матриця. Чим вище твердість карбідів, наявних в сплаві, тим вище його зносостійкість.

В якості карбідоутворюючих елементів до складу залізо-вуглецевих наплавлювальних матеріалів вводять: С, Cr, Ti, В, W, РЗМ і т.п. При цьому залізо утворює з вуглецем карбід Fe_3C , в якому може розчинитися значна кількість різних елементів [2].

Перспективним напрямком підвищення зносостійкості є отримання математичними методами складу наплавочного матеріалу, що має економну систему легування, виходячи з