

Загалом досліджений порошок нанорозмірного карбіду є більш термічно стабільними на повітрі і аргоні в інтервалі температур при яких можлива їх консолідація з твердою або рідкою мідною матрицею порівняно з оксидами.

### Список літератури

1. *Чуистов К. В., Шпак А. П., Перекос А. Е.* Малые металлические частицы: способы получения, атомная и электронная структура, магнитные свойства и практическое использование // *Успехи физики металлов.* – 2003. – № 4. – С. 235-269.

2. *Затуловський А. С., Щерецький В. О.* Металоматричні композиційні матеріали зміцнені нанорозмірними частинками. Нанорозмірні системи: будова, властивості, технології (НАНСИС-2016): Тези V Наук. конф. / редкол.: А. Г. Наумовець та ін. — Київ, 2016. – С. 88.

3. *Christensen M., Wahnström G., Alibert C., Lay S.* Quantitative analysis of WC grain shape in sintered WC-Co cemented carbides // *Physics Review Letters* 2005. – Vol. 94. – pp. 066105–066108.

4. *Nabarro F. R. N., Luyckx S., Bartolucci U. V.* Waghmare Slip in tungsten monocarbide: I. Some experimental observations. // *Materials Science and Engineering: A.* – 2008. – Vol. 483-484. – pp. 139-142.

УДК 544.015.4:669.71-911.4/.6

**О. А. Щерецький, Д. С. Каніболоцький, А. М. Верховлюк**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, г. Київ

### ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ РОЗПЛАВУ НА ПЕРЕОХОЛОДЖЕННЯ РІДКОГО АЛЮМІНІЮ

Плавлення та кристалізація є важливими технологічними процесами для одержання якісних виливків. Термічна обробка розплаву дає можливість впливати на структуру та властивості одержаного сплаву. Вплив термообробки розплаву на процес кристалізації можна оцінити за величиною переохолодження розплаву перед затвердінням, тобто за різницею між температурою плавлення і фактичною температурою кристалізації ( $\Delta T$ ).

Методом диференційної скануючої калориметрії досліджено вплив термічної обробки розплаву на переохолодження рідкого алюмінію з чистотою 99,999 %. Масу

зразків варіювали від 0,5 до 95 мг. Швидкість охолодження складала 0,333 та 0,083 °C/с. Проводили як одиничні експерименти, так і циклічні з багаторазовим плавленням та наступною кристалізацією того самого зразку.

Переохолодження залежить від багатьох факторів, частину з яких неможливо контролювати в експерименті. Тому  $\Delta T$  має значний розкид навіть при однакових контрольованих умовах проведення дослідів. Максимальна одержана величина  $\Delta T$  складає 47 °C. В загальному випадку залежність  $\Delta T$  від температури перегріву розплаву ( $T_{\text{пер}}$ ) має S-подібний вигляд з виходом на насичення при достатньо великих значеннях  $T_{\text{пер}}$ . Домогтися величини переохолодження, що відповідає насиченню, можна при більш низьких температурах перегріву наступними способами: 1) збільшенням часу витримки розплаву; 2) зменшенням маси зразків; 3) проведенням достатньо великої кількості циклів нагріву-охолодження; 4) проведенням циклічного дослідів починаючи з високих температур витримки, потім їх знижуючи. Останнє спостереження, а також те, що  $\Delta T$  в одиничних дослідів (включаючи перші точки циклічних експериментів) нижче, ніж в циклічних дослідів, свідчить, що на величину переохолодження рідкого алюмінію впливає термічна обробка у попередніх циклах. Для додаткового підтвердження цього висновку виконаний ряд експериментів, в яких після витримки розплаву протягом 600-1800 с при  $T_{\text{пер}}$  від 700 до 1200 °C та наступної кристалізації проводили цикл з нульовою витримкою при  $T_{\text{пер}}$  743-840 °C. Встановлено, що переохолодження у циклі з ненульовою витримкою незалежно від  $T_{\text{пер}}$  у ньому корелює з  $\Delta T$  у наступному циклі з нульовою витримкою при низьких значеннях  $T_{\text{пер}}$ . Коефіцієнт кореляції Пірсона складає 0,79036 та відповідає рівню значущості  $4,473 \times 10^{-8}$ . Якщо механічно деформувати зразок алюмінію, який у попередніх циклах був нагрітий до температури вище 1000 °C, то він втрачає «спадковість», тобто його переохолодження у нових дослідів при більш низьких  $T_{\text{пер}}$  є значно нижчим, ніж у аналогічних зразків без деформації, та відповідає  $\Delta T$  для нового зразку або для зразку, температура витримки якого поступово збільшувалася.

У випадку використання сплаву з чистотою 99,8 % переохолодження менше, ніж для високочистого алюмінію, а розподіл ймовірності  $\Delta T$  має два максимуми, що може бути пояснено двома різними механізмами кристалізації.

Явища, що спостерігалися у цьому дослідженні, можуть бути пояснені впливом оксидної плівки на процес кристалізації. При кімнатній температурі у вологому повітрі на поверхні алюмінію утворюється плівка, що складається переважно з аморфного оксиду алюмінію та з оксигідроксиду  $\text{AlO}(\text{OH})$ . При нагріванні такої плівки вище 300 °C вона переходить у метастабільний оксид  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , що має ГЦК ґратку з періодом

7,911 Å. Кристали Al також мають ГЦК ґратку з вдвічі меншим періодом (4,0495 Å). Тому  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> є ефективною підкладкою для кристалізації Al, і при невеликих T<sub>пер</sub> спостерігаються малі значення  $\Delta T$ . Вище 1000 °C  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> безпосередньо або через дещо менш високотемпературні проміжні метастабільні фази ( $\gamma'$ ,  $\delta$ ,  $\theta$ ) переходить у стабільну тригональну  $\alpha$  модифікацію (a = 4,785 Å, c = 12,991 Å), кристалічна структура якої не відповідає чистому алюмінію. Тому на плівці з  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> алюміній починає кристалізуватися при більшому переохолодженні, чим на  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. При подальших дослідженнях зразку, який раніше був нагрітий до температури вище 1000 °C, на його поверхні зберігається стабільна оксидна плівка з  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, тому зберігаються і великі значення  $\Delta T$  навіть після незначних перегрівів. Механічна деформація руйнує оксидну плівку. В місцях її руйнування утворюється нова плівка з аморфного Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> та AlO(OH), яка при подальшому нагріванні переходить в  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

УДК 621.745.55

**М.М. Ямшинський, Г.Є. Федоров**

Національний технічний університет України

«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ

### **СЕРЕДНЬОВУГЛЕЦЕВІ ЖАРОСТІЙКІ ХРОМОАЛЮМІНІЄВІ СТАЛІ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ**

Експлуатаційні характеристики низьковуглецевих залізохромистих сплавів з алюмінієм досліджені достатньо глибоко та через низькі показники ливарних властивостей, такі матеріали обмежено використовують для виготовлення виробів методами лиття.

Ливарні середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі належать до нових жаростійких матеріалів. Технологічні характеристики (ливарні та механічні властивості, оброблюваність і зварюваність) цих сплавів авторами досліджені досконало. Також встановлена можливість тривалої роботи за температур до 1250 °C в атмосфері перегрітого повітря виробів, виготовлених із цих сталей литтям.

Основним легуючим елементом хромистих жаростійких сталей є хром. За результатами дослідження окалинотійкості середньовуглецевих хромистих сталей підтверджена доцільність додаткового легування алюмінієм, хоча ці сталі і є найекономічнішими і надійно працюють до температур 1100 °C. Проте слід зазначити, що за