

В.О. Бовда, к.ф.-м.н., с.н.с.¹,
О.М. Бовда, н.с.¹,
Р.Л. Василенко, м.н.с.¹,
І.В. Колодій, м.н.с.¹,
О.О. Кондратов, інж. дослід.¹,
Л.В. Онищенко, н.с.¹,
І.Г. Танцюра, інж. дослід. виш. кат.¹,
І.М. Токар, інж. дослід.²,
*Національний науковий центр "Харківський фізико-технічний інститут"*¹,
*ТОВ Науково-виробнича фірма "Полюс-Н"*²

ВПЛИВ ОБРОБКИ ЗА ПРИНЦИПОМ АУСФОРМІНГУ НА ФАЗОВО-СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ У КОБАЛЬТІ

Сучасні світові тенденції до зменшення енергоємності процесу обробки каменю та кількості відходів вимагають мініатюризації існуючого інструменту, що в свою чергу обмежує можливості компактизації виробів під високим тиском. Незважаючи на широкий спектр металевих зв'язок і методів отримання алмазних композитів найбільш поширеними для обробки твердих гранітів залишаються сплави на основі високовартісного кобальту завдяки високій абразивній зносостійкості і здатності витримувати високі ударні навантаження.

За нормальних умов кобальт має ЩГУ структуру та невелику кількість метастабільної ГЦК фази через низьку енергію дефекту пакування. При повільному нагріві в температурному діапазоні 417–472 °С відбувається бездифузійний фазовий перехід мартенситного типу із ЩГУ до ГЦК структури. В залежності від розмірів зерна, концентрації домішок, швидкості охолодження і нагрівання, ступеня деформації та розмірів самого зразка спостерігається затримка переходу від ГЦК до ЩГУ структури. Механічні властивості кобальту сильно залежать від чистоти, термомеханічної історії та співвідношення ГЦК-ЩГУ фаз. Збільшення вмісту ЩГУ фази зазвичай покращує твердість, проте зменшує пластичність зразків.

Таким чином, представляє інтерес щодо можливості керування процесом підвищення механічних характеристик високочистих кобальтових сплавів методами механіко-термічної обробки, за принципами аусформінгу мартенситно-феритних сталей, а саме деформація в області стабільності високотемпературної ГЦК фази із швидким охолодженням, або наступною термічною обробкою в низькотемпературній області існування ГЦУ структури.

З цієї метою, для виготовлення порошкових модельних зразків було використано порошок кобальту високої чистоти. Подрібнення порошку проводили механічним засобом. Одноосьове пресування проводили на ручному пресі. Тиск пресування становив 6,0 т/см². Співвідношення висоти до діаметру та об'єм порошкової заготовки було наближено до робочого ріжучого тіла канатної алмазної пили діаметрами від 7,2 до 11 мм. Вакуумне спікання проводилось при T=880 °С протягом 1 та 2 годин із наступним газоізостатичним пресуванням (ГП) при T=880°С та P=112МПа або термічною обробкою 480°С + 320°С 2ч. Структуру і фазовий склад зразків досліджували на оптичному мікроскопі ММР4 і електронному мікроскопі JEOL SM-7001F та методом рентгеноструктурного аналізу у СоК випромінюванні. Мікротвердість визначали за стандартною методикою. ГЦК-ЩГУ перехід досліджували методом температурної залежності електричного опору.

За результатами досліджень встановлено, що подрібнення вихідного Со порошку високої чистоти ускладнюється утворенням агломератів через його високу пластичність (рис. 1).

Таблиця 1

Залежність мікротвердості і густини від умов обробки

Час, спікання	Спікання T=880 °С		ГП		ТО 480°С + 320°С	
	ρ, г/см ³	H _ц , МПа	ρ, г/см ³	H _ц , МПа	ρ, г/см ³	H _ц , МПа
1 год	8,2	1950	8,8	2770	8,3	2210
2 год	8,3	2230	8,8	3050		

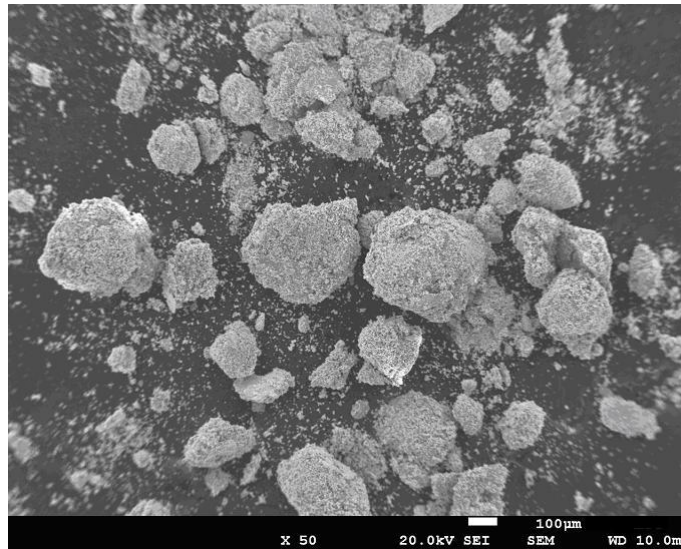


Рис. 1. Подрібнений порошок кобальту

Збільшення часу спікання у двічі веде до незначного зростання густини і мікротвердості, проте із застосуванням ГПП цей ефект значно посилюється. Після ГПП відбувається повне заліковування пор у спечених зразках, що супроводжується ростом густини до майже теоретичного значення (рис. 2). Термічна обробка в діапазоні температур ГЦК-ШГУ також дещо збільшує H_v через фазовий наклеп.

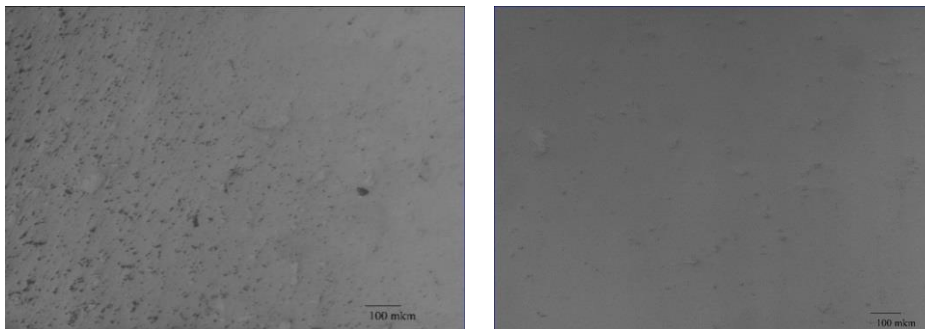
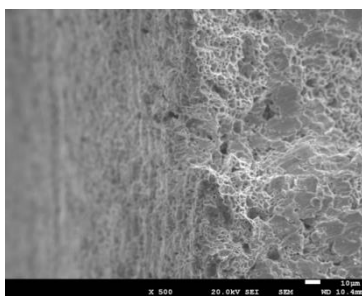


Рис. 2. Структура спеченого зразку Co (1 год) при $T=880^{\circ}\text{C}$ та після ГПП

Механізм підвищення мікротвердості після ТО і ГПП має складний характер, та може бути пов'язаний як із коалісценцією мікропор, і як наслідок збільшенням густини дислокацій, так і з структурно-фазовим станом. Після спікання, основною фазою є кубічний кобальт Co- α із масовою долею 92,0 мас %, параметр ґратки дорівнює $a = 3,5441\text{\AA}$, решта гексагональний кобальт Co- ϵ з параметрами ґратки $a = 2,508\text{\AA}$; $c = 4,071\text{\AA}$. Розподіл інтенсивностей дифракційних ліній відповідає полікристалічному нетекстурованому стану. Після термічної обробки в зразках так само спостерігається дві модифікації кобальту, проте їх співвідношення знаходиться приблизно в однаковому співвідношенні, параметри ґратки становили $a = 3,546\text{\AA}$ для Co- α і $a = 2,508\text{\AA}$; $c = 4,075\text{\AA}$ для Co- ϵ відповідно. Таким чином в результаті термічної обробки в області ГЦК фази можливе досягнення, як високої міцності так і пластичності, що на мікроскопічних масштабах підтверджується в'язким характером руйнування (рис. 3, а).



а)



б)

Рис. 3. Характер злому Co сплаву після ТО та робоче ріжуче тіло діаметром 11мм

Для оцінки впливу структурно-фазового стану кобальтової металевої матриці було виготовлено робочі ріжучі тіла діаметром 11мм для канатної алмазної пили (Рис. 3 б). За результатами випробувань було встановлено, що ГПП та термічна обробка підвищують ресурс інструменту на 10–15% при обробці високоміцних грантів.