

верхні та нижні «грані» кільця маю заокруглені краї. Очевидною причиною їх формування є рідкі продукти термодеструкції пластику, які перешкоджали чавуну повністю заповнити ливарну порожнину. Запобігання утворенню таких дефектів можливе створенням направленої пористості моделі, підбором протипригарного покриття моделі відповідної газопроникності тощо. Також можливе виконання повздовжніх каналів на зовнішній поверхні піно-полістиролового циліндра (під пластиковими елементами) з сполученням їх із вентиляційними каналами в тілі моделі, чим буде досягнуто вирівнювання тиску газів по висоті моделі протягом заливання форми металом.

Проведені дослідження показують перспективність застосування комбінованих моделей з пінополістиролу і окремими пластиковими елементами для лиття виробів, що поєднують просту та складну конфігурації, та розширюють можливості способу ЛГМ.

**Касай П.О.<sup>1</sup>, Педаш О.О.<sup>1</sup>, Наумик В.В.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>АТ «Мотор Січ», <sup>2</sup>НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)**  
**ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ПОРОШКІВ ЖАРОМІЦНОГО**  
**СПЛАВУ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ДЕТАЛЕЙ, ОТРИМАНИХ**  
**СЕЛЕКТИВНИМ ЛАЗЕРНИМ СПЛАВЛЕННЯМ**

E-mail: [naumik@zntu.edu.ua](mailto:naumik@zntu.edu.ua); [vnaumyk@gmail.com](mailto:vnaumyk@gmail.com)

Стрімкий розвиток адитивних технологій обумовлює вдосконалення методів виготовлення металевих порошків для покращення їх якості, зниження вартості, розширення номенклатури матеріалів і гранулометричного складу. В даний час найбільш поширеними є методи розпилення струменя розплавленого металу інертним газом (газова атомізація) і плазмового відцентрового розпилення литої заготовки, що швидко обертається (PREP-технологія, рис. 1).

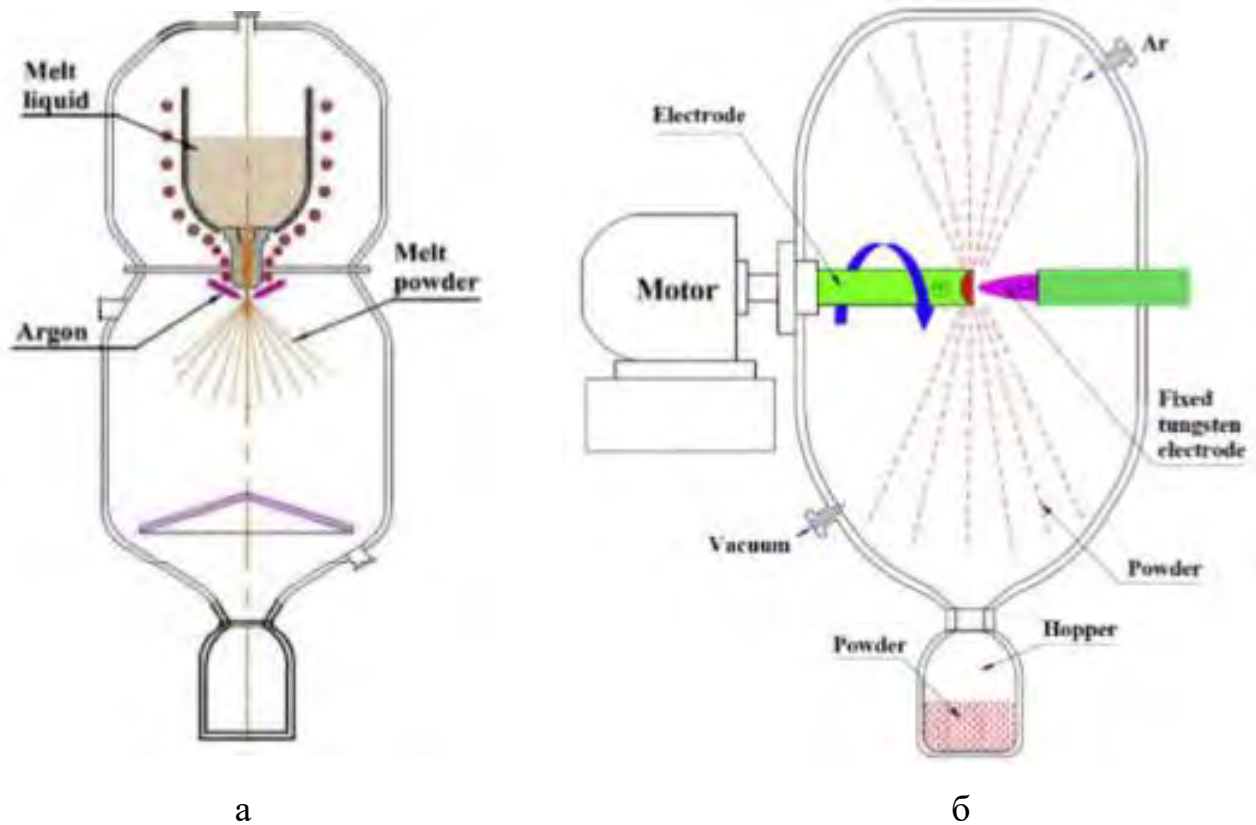


Рис. 1. Технології виготовлення металевих порошків: а – газова атомізація; б – PREP-технологія

Основними перевагами методу газової атомізації інертним газом є відносна простота конструкції обладнання, можливість виготовляти великі кількості порошків за одну плавку, невисока вартість кінцевого продукту.

Метод відцентрового розпилення дозволяє отримувати порошки з практично ідеальною сферичністю, без сателітних частинок, при цьому доля частинок неправильної форми рідко перевищує 10% обсягу партії порошку. Поряд із рядом переваг обидва методи мають і певні недоліки. Так, застосування в процесі газової атомізації інертного газу, що подається під високим тиском, сприяє появі в порошку так званої аргонової пористості та дрібних пилоподібних частинок, що налипають на більші в результаті зіткнення і різної швидкості кристалізації в процесі газової атомізації, що в кінцевому підсумку призводить до нерівномірної кристалізації і погіршує якість виробів при їх виготовленні методами 3Д-друку. Не позбавлений недоліків і процес відцентрового

розпилення, при якому проводиться розпорошення обмеженого в розмірах і масі електроду, через що утруднено отримання великих партій порошків за один раз. Крім того, вартість такого обладнання значно дорожча за обладнання для газової атомізації, що обумовлює і більш високу вартість кінцевого порошку.

У даній роботі виконано порівняльне дослідження технологій отримання металевих порошків, із застосуванням газової атомізації та відцентрового плазмового розпилення, шляхом виготовлення зразків і деталей, що традиційно використовується в адитивному виробництві жароміцного сплаву Inconel 718, для визначення можливості застосування даних технологій при виготовленні продукції авіаційного призначення.

В якості об'єкта для досліджень використовували зразки зі сплаву Inconel 718 для випробування механічних властивостей і мікроструктури, отримані методом селективного лазерного сплавлення (СЛС) на 3D-установці фірми EOS (GmbH Німеччина) з розмірами робочої камери 400×400×400 мм, оснащеної ітербієвим лазером. Фракції гранул, що використовуються для виготовлення зразків по обох аналізованих технологіях, становили 20-53 мкм. Побудова зразків на 3D-принтері здійснювали в горизонтальному і вертикальному напрямках.

Для усунення внутрішньої пористості та підвищення щільності зразків після процесу селективного лазерного сплавлення виконували гаряче ізостатичне пресування і піддавали термічній обробці у вакуумній печі IPSEN T<sup>2</sup>T.

Мікрорентгеноструктурний аналіз показав, що порошок, отриманий газовою атомізацією, характеризується переважно сферичною формою. При цьому в дослідженому обсязі присутня і велика кількість часток нерегулярної форми, а також сателітних частинок.

Порошок, отриманий відцентровим розпилюванням, характеризується значно меншою кількістю частинок нерегулярної (переважно пластивоподібної) форми, практично повною відсутністю сателітних гранул, а також набагато кращою сферичністю.

Рентгеноспектральним мікроаналізом встановлено, що хімічний склад гранул задовільний і знаходиться в межах марочного складу сплаву Inconel 718.

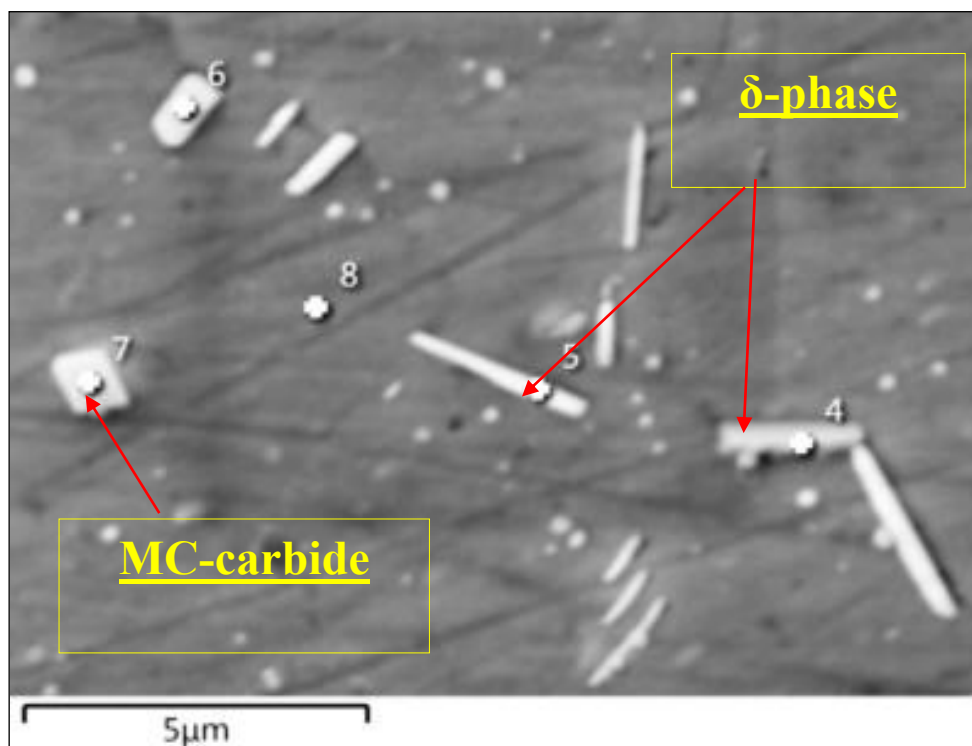
Марочному складу сплаву відповідають як частинки регулярної сферичної форми, так і нерегулярної форми.

Хімічний склад виготовлених зразків також відповідає вимогам стандарту AMS 5662 для досліджуваного сплаву. Угару основних хімічних елементів у процесі селективного лазерного сплавлення не відбулося.

Мікроструктура матеріалу зразків обох досліджуваних варіантів після проведення селективного лазерного сплавлення складається з дендритів, являє собою Ni-Fe-Cr-твердий розчин з наявністю карбідів і карбонітридів та є характерною для сплаву Inconel 718. У мікроструктурі досліджених зразків спостерігається структурна неоднорідність, обумовлена формуванням зерен, витягнутих у напрямку зростання зразка при виготовленні. При цьому у зразках чітко проглядаються зони пошарового сплавлення.

Після проведення стандартної термічної обробки в структурі зразків обох досліджених варіантів спостерігається виділення зміцнювальної інтерметалідної  $\gamma''$ -фази, з наявністю карбідів, карбонітридів і виділень  $\delta$ -фази, характерної для сплаву Inconel 718 в нормально термообробленому стані. Слідів перегріву у мікроструктурі не виявлено.

З металографічного дослідження також чітко видно, що в процесі гарячого ізостатичного пресування і подальшої термічної обробки відбувається вирівнювання структури між зонами пошарового сплавлення. При цьому слід зазначити, що зміцнення сплаву Inconel 718 досягається в основному за рахунок виділення впорядкованої  $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ )-фази з о.ц.т. структурою, а надлишкова  $\delta$ -фаза росте на виділеннях  $\gamma''$ -фази у вигляді паралельних пластин на межах зерен і всередині них.



Point of analysis	Element content, %							
	C	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
4	9.24	0.53	0.95	15.89	15.34	47.67	7.39	2.99
5	12.0	0.34	1.16	12.72	12.02	47.77	11.28	2.71
6	10.32	0.30	1.39	11.43	10.88	49.77	13.5	2.42
7	17.89	0.16	5.87	8.23	7.14	17.42	41.86	1.44
8	7.97	0.47	0.98	17.85	17.05	48.0	4.73	2.96

Рис. 2. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу структурних складових в матеріалі дослідних СЛС зразків зі сплаву Inconel 718

Аналіз результатів випробувань механічних властивостей при кімнатній температурі показує, що використання обох технологій виготовлення порошку забезпечує схожі тренди у зміні показників після виконання технологічних переходів. Так, випробування зразків показують, що проведення термообробки сприяє підвищенню та стабілізації механічних властивостей порівняно з вихідним варіантом після побудови. ГП і подальша термообробка забезпечують підвищення характеристик пластичності матеріалу.

Встановлено, що для зразків, виготовлених у вертикальному напрямку  $Z$ , в цілому, характерне деяке зниження властивостей міцності ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{02}$ ) і підвищення пластичних ( $\delta$ ,  $\psi$ ,  $KCU$ ) в порівнянні зі значеннями зразків, вирощених в

горизонтальному напрямку ХУ. Виняток становлять характеристики міцності у зразках, отриманих за технологією газової атомізації, де відбулося деяке зниження показників в межах вимог стандарту AMS 5662.

Результати випробування тривалої міцності показують, що час до високотемпературного руйнування, відповідає вимогам стандарту на деформований матеріал AMS 5662. Значно більшим цей показник отримано на зразках, виготовлених у вертикальному напрямку із порошків відцентрового розпилення. Рівень тривалої міцності з порошків, отриманих за технологією газової атомізації, також вище у зразків, виготовлених у вертикальному напрямку. Це можна пояснити тим, що при випробуваннях на тривалу міцність навантаження прикладається до зразка в напрямі, перпендикулярному осі його побудови.

Таким чином, обидві проаналізовані технології виготовлення порошків забезпечують рівень механічних властивостей, що значно перевищує норми існуючих галузевих стандартів, а виготовлені порошки сплаву Inconel 718 придатні для отримання методом селективного лазерного сплавлення відповідальних деталей авіаційних двигунів.

**Квасницька Ю.Г., Максюта І.І., Михнян О.В., Нейма О.В., Квасницька К.Г.  
(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**УМОВИ ЕФЕКТИВНОГО ВИДАЛЕННЯ КРЕМНІЮ ТА СІРКИ З  
РОЗПЛАВІВ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ПРИ ВАКУУМНО-  
ІНДУКЦІЙНОМУ ПЛАВЛЕННІ**

E-mail: Neima\_Alex@ukr.net

Врахування ступеня рафінування розплавів жароміцних залізовуглецевих та нікелевих сплавів від газів та шкідливих домішок має великий вплив на якість литих деталей відповідального призначення. Ці домішки, які надходять до сплавів як з первинних, так і зі вторинних (кондиційні відходи) шихтових матеріалів, вогнетривких виробів (тиглі, форми, стрижні) при виплавлянні та розливанні у