

Цей винахід стосується металевого порошку для виготовлення сталевих деталей і, зокрема, їх використання для адитивного виробництва. Цей винахід також відноситься до способу виготовлення металевого порошку.

Сталі FeTiB₂ привертають велику увагу завдяки відмінному високому модулю пружності E, низькій густині і міцності на розтяг. Однак такі сталеві листи складно виробляти звичайними шляхами з хорошим виходом, що обмежує їхнє використання.

Тому, метою цього винаходу є усунення таких недоліків шляхом надання порошоків FeTiB₂, які можуть бути ефективно використані для виготовлення деталей методами адитивного виробництва із збереженням хороших експлуатаційних властивостей.

З цією метою перший предмет цього винаходу складається з металевого порошку для адитивного виробництва, який має композицію, що містить такі елементи, виражені у мас. %:

$0,01 \% \leq C \leq 0,2 \%$

$2,5 \% \leq Ti \leq 10 \%$

$(0,45 \times i) - 1,35 \% \leq B \leq (0,45 \times i) + 0,70 \%$

$S \leq 0,03 \%$

$P \leq 0,04 \%$

$N \leq 0,05 \%$

$O \leq 0,05 \%$

i, необов'язково, містить:

$Si \leq 1,5 \%$

$Mn \leq 3 \%$

$Al \leq 1,5 \%$

$Ni \leq 1 \%$

$Mo \leq 1 \%$

$Cr \leq 3 \%$

$Cu \leq 1 \%$

$Nb \leq 0,1 \%$

$V \leq 0,5 \%$

i містить виділення TiB₂ і, необов'язково, Fe₂B, решта Fe і неминучі домішки, які виникають в результаті переробки, причому металевий порошок має середню округлість не менше 0,70.

Металевий порошок винаходу може також мати необов'язкові ознаки, перелічені в будь-якому з пп. 2-9, які розглядаються окремо або в комбінації.

Другий предмет винаходу складається зі способу виготовлення металевого порошку для адитивного виробництва, який включає:

- плавлення елементів i/або металевих сплавів при температурі, щонайменше на 50 °C вище температури ліквідусу для одержання розплавленої композиції, яка містить за масою, $0,01 \% \leq C \leq 0,2 \%$, $2,5 \% \leq Ti \leq 10 \%$, $(0,45 \times Ti) - 1,35 \% \leq B \leq (0,45 \times Ti) + 0,70 \%$, $S \leq 0,03 \%$, $P \leq 0,04 \%$, $N \leq 0,05 \%$, $O \leq 0,05 \%$ і необов'язково містить $Si \leq 1,5 \%$, $Mn \leq 3 \%$, $Al \leq 1,5 \%$, $Ni \leq 1 \%$, $Mo \leq 1 \%$, $Cr \leq 3 \%$, $Cu \leq 1 \%$, $Nb \leq 0,1 \%$, $V \leq 0,5 \%$, решту становить Fe і неминучі домішки, що виникають в результаті переробки і

- розпилення розплавленої композиції через сопло з аргонем під тиском.

Спосіб винаходу може також мати необов'язкові ознаки, перелічені в будь-якому з пп. 11-13, які розглядаються окремо або в комбінації.

Третій предмет винаходу складається з металевої деталі, виготовленої способом адитивного виробництва з використанням металевого порошку винаходу або одержаної за допомогою способу винаходу.

Винахід буде більш зрозумілим, якщо прочитати подальший опис, який надається виключно з метою пояснення і жодним чином не призначений для того, щоб бути обмежувальним, з посиланнями на:

Фіг. 1, що являє собою мікрофотографію порошку не за винаходом, одержаного розпиленням азотом;

Фіг. 2, що являє собою мікрофотографію порошку за винаходом, одержаного шляхом розпилення аргонем.

Порошок винаходу має специфічний склад, збалансований для одержання хороших властивостей при використанні для виготовлення деталей.

Вміст вуглецю обмежений через зварюваність, оскільки стійкість до холодних тріщин і ударна в'язкість HAZ (зона теплового впливу) зменшуються, коли вміст вуглецю перевищує 0,20 %. Коли вміст вуглецю не перевищує 0,050 % мас., стійкість до зварюваності особливо покращується.

Через вміст титану вміст вуглецю сталі переважно обмежений таким чином, щоб уникнути первинного виділення TiC і/або Ti(C, N) в рідкому металі. Максимальний вміст вуглецю переважно повинен бути обмежений 0,1 % і навіть краще 0,080 %, щоб виділення TiC і/або Ti(C, N) утворювалися переважно під час затвердіння або у твердій фазі.

Кремній є необов'язковим, але при додаванні ефективно сприяє збільшенню міцності на розтяг завдяки твердому розчину. Однак надмірне додавання кремнію викликає утворення адгезивних оксидів, які важко видалити. Для підтримки хороших властивостей поверхні вміст кремнію не повинен перевищувати 1,5 % мас.

Марганець є необов'язковим елементом. Однак у кількості, рівній або більшій 0,06 %, марганець підвищує затвердіння і сприяє зміцненню твердого розчину і, отже, збільшує міцність на розтяг. Він поєднується з будь-якою присутньою сіркою, тим самим знижуючи ризик гарячого розтріскування. Але при вмісті марганцю вище 3 існує більший ризик утворення шкідливої сегрегації марганцю під час затвердіння.

Алюміній є необов'язковим елементом. Однак у кількості, рівній або більшій 0,005 %, алюміній є дуже ефективним елементом для розкиснення сталі. Але вище вмісту 1,5 % мас., відбувається надмірне первинне осадження оксиду алюмінію, що викликає проблеми при обробці.

У кількості, яка перевищує 0,030 %, сірка має тенденцію до виділення у надмірно великих кількостях у вигляді сульфідів марганцю, які є шкідливими.

Фосфор це елемент, який, як відомо, виділяється на границях зерен. Його вміст не повинен перевищувати 0,040 % для підтримки достатньої гарячої пластичності, тим самим уникаючи розтріскування.

Необов'язково можуть бути додані нікель, мідь або молібден, ці елементи збільшують міцність сталі на розтяг. З економічних причин ці добавки обмежені 1 % мас.

Необов'язково, для збільшення міцності на розтяг може бути доданий хром. Це також дозволяє осаджувати більшу кількість карбідів. Однак його вміст обмежений 3 % мас. для виробництва менш дорогої сталі. Переважно вибирають вміст хрому, що не перевищує 0,080 %. Це пов'язано з тим, що надмірне додавання хрому призводить до виділення більшої кількості карбідів.

Також необов'язково ніобій і ванадій можуть бути додані у кількості, яка не перевищує 0,1 % і не перевищує 0,5 %, відповідно, щоб одержати додаткове зміцнення у вигляді дрібнодисперсних осаджених карбонітридів.

Титан і бор відіграють важливу роль в порошку згідно винаходу.

Титан наявний у кількості від 2,5 % до 10 %. При масовому вмісті титану менше 2,5 % виділення TiB_2 не відбувається в достатній кількості. Це пов'язано з тим, що об'ємна частка осадженого TiB_2 становить менше 5 %, що унеможлиблює значну зміну модуля пружності, який залишається менше 220 ГПа. При масовому вмісті титану більше 10 % в рідкому металі відбувається грубе первинне виділення TiB_2 , що викликає проблеми в продуктах. Крім того, температура ліквідусу збільшується так, що мінімальне перегрівання на 50 °C більше не може бути досягнуте, що унеможлиблює виробництво порошку.

При затвердінні відбувається виділення евтектики $FeTiB_2$. Евтектичний характер виділень надає сформованій мікроструктурі особливої тонкості і однорідності, вигідні для механічних властивостей. Коли кількість евтектичних виділень TiB_2 перевищує 5 % об., модуль пружності сталі, виміряний в напрямку прокатки, може перевищувати приблизно 220 ГПа. При виділенні TiB_2 , яке перевищує 10 % об., модуль може перевищувати приблизно 240 ГПа, що дозволяє проектувати значно полегшені конструкції. Ця кількість може бути збільшена до 15 % об., щоб перевищити приблизно 250 ГПа, у разі сталей, які містять легуючі елементи, такі як-от хром або молібден. Це пов'язано з тим, що коли ці елементи присутні, збільшується максимальна кількість TiB_2 , яка може бути одержана у разі евтектичного осадження.

Як пояснювалося вище, титан повинен бути в достатній кількості, щоб викликати ендегенне утворення TiB_2 .

Згідно з винаходом, титан також може бути присутнім, будучи розчиненим при температурі навколишнього середовища в матриці субстехіометричної пропорції відносно бору, яка розрахована на основі TiB_2 . Щоб одержати таку гіпоевтектичну сталь, вміст титану має бути переважно таким, що: $2,5\% \leq Ti \leq 4,6\%$. При масовому вмісті титану нижче 4,6 %, виділення TiB_2 відбувається так, що осаджена об'ємна частка нижче 10 %. Модуль пружності становить від 220 ГПа до приблизно 240 ГПа.

Згідно з винаходом, титан також може бути присутнім, будучи розчиненим при температурі навколишнього середовища в матриці субстехіометричної пропорції відносно бору, яка розрахована на основі TiB_2 . Щоб одержати таку гіперевтектичну сталь, вміст титану має бути переважно таким, що: $4,6\% \leq Ti \leq 10\%$. Якщо масовий вміст титану дорівнює або перевищує 4,6 %, виділення TiB_2 відбувається так, що осаджена об'ємна частка дорівнює або перевищує 10 %. Модуль пружності тоді дорівнює або більше приблизно 240 ГПа.

Масовий вміст, виражений у відсотках, титану і бору в сталі, такий, що:

$$(0,45 \times Ti) - 1,35\% \leq B \leq (0,45 \times Ti) + 0,70\%$$

який еквівалентно може бути виражений як:

$$-1,35 \leq B - (0,45 \times Ti) \leq 0,70.$$

Якщо масовий вміст титану і бору такий, що:

- $B-(0,45 \times Ti) > 0,70$, відбувається надмірне виділення Fe_2B , що погіршує пластичність;

- $1,35 < B-(0,45 \times Ti)$, виділення TiB_2 є недостатнім.

В рамках цього винаходу "вільний Ti" означає вміст Ti, не пов'язаного у вигляді виділень. Вміст вільного Ti можна оцінити як вільний $Ti = Ti - 2,215 \times B$, де B означає вміст в порошку B. Залежно від величини такого вільного Ti мікроструктура порошку буде різною, що буде описано далі.

Згідно з першим варіантом здійснення винаходу, кількість титану становить, щонайменше 3,2 %, а вміст титану і бору у мас. % такий, що

$$(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - 0,43.$$

В цій композиційній області вміст вільного Ti вище 0,95 %, а мікроструктура порошку в основному феритна незалежно від температури (нижче T ліквідусу). Під "переважно феритною" слід розуміти, що структура порошку складається з фериту, виділень (особливо виділень TiB_2) і трохи більше 10 % аустеніту. В результаті твердість порошку в гарячому стані значно знижується у порівнянні зі сталями відомими з рівня техніки, так що здатність до формовності в гарячому стані сильно збільшується.

Згідно з другим варіантом здійснення винаходу, вміст титану і бору такий, що:

$$-0,35 \leq B-(0,45 \times Ti) < -0,22$$

Якщо величина $B-(0,45 \times Ti)$ дорівнює або більше -0,35 і менше -0,22, кількість вільного Ti становить від 0,5 до 0,8 %. Ця кількість виявляється особливо придатною для одержання виділень, які складаються виключно з TiB_2 без виділень Fe_2B . Кількість розчиненого в матриці титану досить низька, це означає, що добавки титану особливо ефективні з погляду продуктивності.

Згідно з третім варіантом здійснення винаходу, вміст титану і бору такий, що:

$$-0,22 \leq B-(0,45 \times Ti) \leq 0,70.$$

В цьому діапазоні вміст вільного Ti становить менше ніж 0,5 %. Виділення відбувається у вигляді двох послідовних евтектик: спочатку $FeTiB_2$, а потім Fe_2B , це друге ендегенне виділення Fe_2B відбувається у більшій або меншій кількості залежно від вмісту бору у сплаві. Кількість виділень Fe_2B може становити до 8 % об. Це друге виділення також відбувається за евтектичною схемою, що дозволяє одержати тонкий рівномірний розподіл, тим самим забезпечуючи хорошу однорідність механічних властивостей.

Виділення Fe_2B доповнюють виділення TiB_2 , максимальна кількість яких пов'язана з евтектикою. Fe_2B грає роль, аналогічну ролі TiB_2 . Він збільшує модуль пружності і зменшує густину. Таким чином, механічні властивості можуть бути точно скориговані шляхом зміни доповнення Fe_2B виділень по відношенню до виділень TiB_2 . Це один із засобів, який може бути використаний, зокрема, для одержання модуля пружності більше 250 ГПа в сталі і збільшення міцності на розтяг виробу. Коли сталь містить кількість Fe_2B , яка дорівнює або перевищує 4 % об., модуль пружності збільшується більш ніж на 5 ГПа. Коли кількість Fe_2B перевищує 7,5 % об., модуль пружності збільшується більш ніж на 10 ГПа.

Морфологія металевого порошку винаходу особливо сприятлива.

Дійсно, середня округлість металевого порошку, згідно винаходу, має мінімальне значення 0,70, переважно, щонайменше 0,75. Середня округлість визначається як b/l , де l це найдовший розмір проекції частки, а b - найкоротший. Округлість - це міра того, наскільки близько форма частинки порошку наближається до форми математично досконалого кола, яка має округлість 1,0. Завдяки такій високій округлості металевий порошок має високу плинність. Отже, адитивне виробництво спрощується, а надруковані деталі є щільними і твердими.

В переважному варіанті здійснення середня сферичність SPHT металевого порошку згідно винаходу також покращена, з мінімальним значенням 0,75, переважно, щонайменше 0,80.

Середня сферичність може бути виміряна з допомогою Camsizer і визначається згідно з ISO 9276-6 як $4\pi A/P^2$, де A - виміряна площа, покрита проекцією частинки, а P - виміряний периметр/коло проекції частинки. Значення 1,0 вказує на ідеальну сферу.

Переважно, щонайменше 75 % частинок металевого порошку мають розмір від 15 мкм до 170 мкм, виміряний методом лазерної дифракції згідно з ISO 13320:2009 або ASTM B822-17.

Порошок може бути одержаний, наприклад, шляхом попереднього змішування і плавлення чистих елементів і/або феросплавів сировинних матеріалів. Альтернативно, порошок можна одержати шляхом плавлення попередньо легованих композицій.

Чисті елементи зазвичай є переважними, щоб уникнути занадто великої кількості домішок, що надходять з феросплавів, оскільки ці домішки можуть полегшити кристалізацію. Тим не менш, у разі цього винаходу було зазначено, що домішки, які надходять з феросплавів, не заважали здійсненню винаходу.

Фахівець в цій галузі техніки знає, як змішувати різні феросплави і чисті елементи, щоб досягти цільової композиції.

Після того, як композиція була одержана шляхом змішування чистих елементів і/або феросплавів у відповідних пропорціях, композицію нагрівають до температури, щонайменше на 100 °C вище температури ліквідусу і підтримують при цій температурі для розплавлення всієї сировини і

гомогенізації розплаву. Завдяки такому перегріванню зниження в'язкості розплавленого складу допомагає одержати порошок із добрими властивостями. Тим не менш, оскільки поверхневий натяг збільшується з температурою, переважно не нагрівати композицію при температурі більш ніж на 450 °C вище температури її ліквідусу.

Переважно, композицію нагрівають при температурі, щонайменше на 100 °C вище температури ліквідусу. Більш переважно, композицію нагрівають при температурі від 300 до 400 °C вище температури ліквідусу.

Потім розплавлену композицію розпорошують на дрібні краплі металу шляхом нагнітання потоку розплавленого металу через отвір сопла при помірному тиску і обдуючи його струменями газу (розпилення газом) або води (розпилення водою). У разі розпилення газом газ вводять в металевий потік безпосередньо перед виходом із сопла, яке служить для створення турбулентності, оскільки захоплений газ розширюється (через нагрівання) і виходить у великий об'єм розпилювальної колонки. Остання заповнюється газом для подальшого завихрення струменя розплавленого металу. Краплі металу охолоджуються при падінні в розпилювальній колонці. Газове розпилення є переважним, оскільки воно сприяє одержанню частинок порошку, які мають високий ступінь округлості і невелику кількість допоміжних речовин.

Газ розпилення є аргонном. Він збільшує в'язкість розплаву повільніше за інші гази, наприклад, гелій, що сприяє утворенню частинок менших розмірів. Він також контролює чистоту хімічного складу, дозволяючи уникати небажаних домішок, і відіграє ключову роль в хорошій морфології порошку, як буде показано в прикладах.

Тиск газу має важливе значення, оскільки він безпосередньо впливає на розподіл частинок за розмірами і мікроструктуру металевого порошку. Зокрема, що вищий тиск, то вища швидкість охолодження. Отже, тиск газу встановлюється між 10 і 30 бар, щоб оптимізувати розподіл частинок за розмірами і сприяти утворенню мікро/нанокристалічної фази. Переважно тиск газу встановлюють між 14 і 18 бар, щоб сприяти утворенню частинок, розмір яких найбільш сумісний з адитивними технологіями виробництва.

Діаметр сопла безпосередньо впливає на швидкість потоку розплавленого металу і, таким чином, на розподіл частинок за розмірами і на швидкість охолодження. Максимальний діаметр сопла зазвичай обмежений 4 мм, щоб обмежити збільшення середнього розміру частинок і зниження швидкості охолодження. Діаметр сопла переважно становить від 2 до 3 мм для більш точного контролю розподілу частинок за розмірами і сприяння формуванню конкретної мікроструктури.

Відношення газу до металу, яке визначається як відношення між витратою газу (кг/год.) і витратою металу (кг/год.), переважно підтримується між 1,5 і 7, більш переважно між 3 і 4. Це допомагає регулювати швидкість охолодження і таким чином додатково сприяє формуванню специфічної мікроструктури.

Згідно з варіантом винаходу, у разі поглинання вологи металевий порошок, одержаний розпиленням, сушать для подальшого покращення його плинності. Сушіння переважно здійснюють при 100 °C у вакуумній камері.

Металевий порошок, одержаний розпиленням, може бути використаний як такий, або просіяний для збереження частинок, розмір яких більше відповідає технології адитивного виробництва, яка згодом буде використовуватися. Наприклад, у разі адитивного виробництва методом Powder Bed Fusion переважним є діапазон 20-63 мкм. У разі адитивного виробництва методом Laser Metal Deposition або Direct Metal Deposition переважним є діапазон 45-150 мкм.

Деталі, виготовлені з металевого порошку згідно з винаходом, можуть бути одержані методами адитивного виробництва, такими як-от розплавлення в шарі порошку лазером (LPBF), пряме лазерне спікання металу (DMLS), електронно-променеве плавлення (EBM), селективне термічне спікання (SHS), селективне лазерне спікання (SLS), лазерне осадження металу (LMD), пряме осадження металу (DMD), пряме лазерне плавлення металу (DMLM), прямий друк металу (DMP), лазерне плакування (LC), струменеве нанесення сполучної речовини (BJ). Покриття, виготовлені з металевого порошку згідно з винаходом, можуть бути одержані за допомоги таких технологій виробництва, як холодне напilenня, термічне напilenня, високошвидкісне кисневе паливо.

Приклади

Наступні приклади і тести, представлені тут, є необмежувальними за своїм характером і повинні розглядатися лише з метою ілюстрації. Вони проілюструють переваги цього винаходу, значення параметрів, вибраних авторами після великих експериментів, і додатково встановлять властивості, які можуть бути досягнуті металевим порошком згідно з винаходом.

Металеві композиції згідно з таблицею 1 спочатку одержували шляхом змішування і плавлення феросплавів і чистих елементів у відповідних пропорціях, або шляхом плавлення попередньо легованих композицій. Склад за масою доданих елементів показаний у таблиці 1.

Таблиця 1

Склад розплаву

Зразок	C	Ti	B	Mn	Al	Cu	V	S	P	N	O	Ni	Cr	Cu
C103	0,044	5,88	1,68	<0,001	0,326	0,439	0,220	0,006	0,002	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001
C157	0,021	5,99	1,96	0,186	0,115	0,069	0,047	0,002	0,009	<0,001	<0,001	0,044	0,033	0,053
C30	0,022	5,48	1,73	0,080	0,021	0,062	0	0,007	0,0063	0,005	0,001	0,015	0,083	0,02
C104	0,092	10,35	3,89	<0,001	0,502	1,012	0,299	0,018	0,004	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001
C29	0,022	5,48	1,73	0,080	0,021	0,062	0	0,007	0,0063	0,005	0,001	0,015	0,083	0,02
C14	0,022	5,48	1,73	0,080	0,021	0,062	0	0,007	0,0063	0,005	0,001	0,015	0,083	0,02
C26	0,019	4,81	1,99	0,189	0,046	0,068	0	0,001	0,0090	<0,001	<0,001	0,045	0,033	0,05

Ці металеві композиції нагрівали, а потім розпорошували з аргоном або азотом за умов процесу, показаних в таблиці 2.

Для всіх випробувань вхідні параметри розпилювача BluePower AU3000 були такими:

Таблиця 2

Параметри розпилення

Старт ΔP	60 мбар
Кінець ΔP	140 мбар
Час ΔP	1,5 хв
Тиск газу аргону	24 бар
Час затримки запуску газу	1-2 с
Тигель/Матеріал стрижня стопора	Al ₂ O ₃ /Al ₂ O ₃
Діаметр вихідного отвору тигля	3,0 мм
Матеріал вихідного тигля	Нітрид бору

Партія	Перегрівання T (°C)	Витримування t (хв)	T розпил. (°C)	Газ розпил.	T газу (°C)	T розпил. хв:сс	F1, %	F2, %	F3, %
C103	350	60	1645	Ar	RT	1:24	13,8	28,6	36,1
C157	350	30	1641	Ar	RT	1:20	18	43,2	29,6
C30	100	45	1395	N ₂	200	1:10	10,4	22,9	37,2
C104	65	60	1645	Ar	RT	1:20	15,2	30,9	35,3
C29	100	45	1389	N ₂	200	1:12	9,2	21,3	35,9
C14	403	15	1696	N ₂	RT	1:08	12,1	22,5	35,0
C26	260	50	1556	N ₂	400	1:07	12,4	19,0	33,9

RT означає кімнатну температуру

Одержаний металевий порошок потім висушують при 100 °C під вакуумом протягом 0,5-1 дня і просіюють для поділу на три фракції від F1 до F3 відповідно з їх розміром.

Було проаналізовано елементний склад порошоків у масових відсотках і основні елементи показані у таблиці 3. Всі інші елементи композиції знаходилися в межах діапазонів винаходу.

Таблиця 3

Склад порошку

Зразок	Ti	B	TiB ₂	Fe ₂ B
C103	5,34	1,73	Так	Hi
C157	5,84	2,05	Так	Hi
C30	5,34	1,72	Так	Hi
C104	8,28	3,13	Так	Hi
C29	5,37	1,70	Так	Hi
C14	5,30	1,71	Так	Hi
C26	4,99	2,04	Так	Так

Морфологію фракції F1 порошку, що має частинки порошку розміром від 1 до 19 мкм, визначали і навели в таблиці 4.

Таблиця 4

Морфологія фракції F1

Зразок	$\Delta T(^{\circ}\text{C})$	Розпил.	Фракція F1	
			округлість	SPHT
C103 *	350	Ar	0,77	0,87
C157 *	350	Ar	0,76	0,87
C30	100	N ₂	0,65	0,74

*: зразки винаходу, підкреслені значення: поза винаходом

Морфологію фракції F2 порошку, що має частинки порошку розміром від 20 до 63 мкм, визначали і навели в таблиці 5.

Таблиця 5

Морфологія фракцій F2

Зразок	$\Delta T(^{\circ}\text{C})$	Розпил.	Фракція F2	
			округлість	SPHT
C103*	350	Ar	0,76	0,81
C157*	350	Ar	0,79	0,82
C104*	65	Ar	0,77	0,84
C29	100	N ₂	0,62	0,72
C30	100	N ₂	0,64	0,71

*: зразки винаходу, підкреслені значення: поза винаходом

Морфологію фракції F3 порошку, що має частинки порошку розміром, більше 64 мкм, визначали і навели в таблиці 6.

Таблиця 6

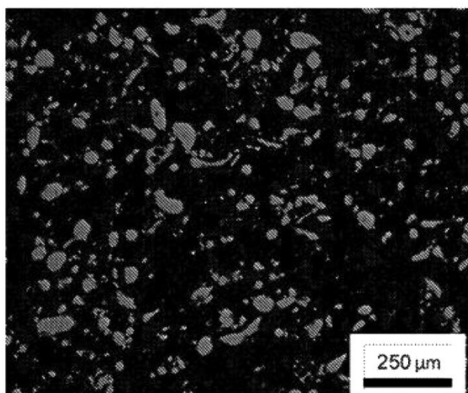
Морфологія фракції F3

Зразок	$\Delta T(^{\circ}\text{C})$	Розпил.	Фракція F3	
			округлість	SPHT
C103*	350	Ar	0,73	0,78
C157*	65	Ar	0,82	0,80
C104*	350	Ar	0,80	0,79
C14	403	N ₂	0,63	0,74
C26	260	N ₂	0,59	0,68
C29	100	N ₂	0,60	0,70

*: зразки винаходу, підкреслені значення: поза винаходом

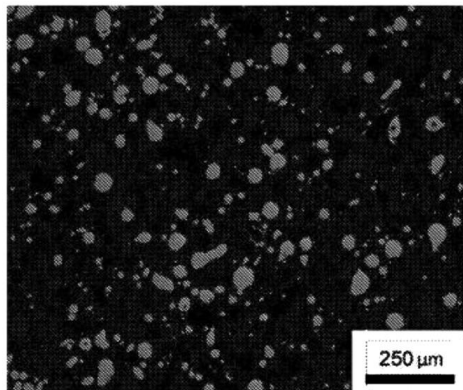
З прикладів ясно, що всі фракції порошку згідно винаходу показують покращену морфологію і особливо покращену середню округлість порівняно з еталонними прикладами.

Це підтверджується мікроснімками, показаними на Фіг. 1 і 2, при цьому добре видна покращена морфологія порошків згідно винаходу, показана на Фіг. 2



Розпилення з N₂

Fig. 1



Розпилення з Ar

Fig. 2