



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **127315** (13) **C2**
(51) МПК (2023.01)

C22F 1/04 (2006.01)
C22F 1/047 (2006.01)
C22C 21/00
B33Y 70/00
B33Y 80/00
B22F 3/10 (2006.01)
B22F 3/24 (2006.01)
C22C 1/04 (2023.01)
B22F 10/00

НАЦІОНАЛЬНИЙ ОРГАН
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ ВЛАСНОСТІ
ДЕРЖАВНА ОРГАНІЗАЦІЯ
"УКРАЇНСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ
ОФІС ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ ТА ІННОВАЦІЙ"

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

<p>(21) Номер заявки: а 2020 03238</p> <p>(22) Дата подання заявки: 03.12.2018</p> <p>(24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності: 20.07.2023</p> <p>(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: 2017904867</p> <p>(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: 04.12.2017</p> <p>(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: AU</p> <p>(41) Публікація відомостей про заявку: 26.10.2020, Бюл.№ 20</p> <p>(46) Публікація відомостей про державну реєстрацію: 19.07.2023, Бюл.№ 29</p> <p>(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: PCT/AU2018/051291, 03.12.2018</p>	<p>(72) Винахідник(и): Ромеч Пауль (AU), У Сіньхуа (AU), Цзя Цінбо (AU)</p> <p>(73) Володілець (володільці): МОНАШ ЮНІВЕРСИТІ, Wellington Road, Clayton, Victoria 3800, Australia (AU)</p> <p>(74) Представник: Кислиця Тетяна Олегівна, реєстр. №425</p> <p>(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: DE 102013012259 B3, 09.10.2014 US 2008029188 A1, 07.02.2008 US 2016145727 A1, 26.05.2016 EP 3181711 A1, 21.06.2017 Krajnikov A.V. Surface Characterisation of Water-Atomised Al-Zn-Mg-Cu Alloy Powders by SIMS and AES / A.V. Krajnikov, M. Gaster, H.M. Ortner // Microchimica Acta. - Vol. 138. - No. 1-12. - 2002. - P. 1-12</p>
--	--

(54) ВИСОКОМІЦНИЙ АЛЮМІНІЄВИЙ СПЛАВ ДЛЯ ВИРОБНИЧИХ ПРОЦЕСІВ ВИСОКОШВИДКІСНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

(57) Реферат:

Сплав на основі алюмінію і спосіб отримання компонентів методом адитивного виробництва (АВ) або іншого процесу високошвидкісної кристалізації цього сплаву, причому сплав містить від 2,01 до 15,0 мас. % марганцю, від 0,3 до 2,0 мас. % скандію з балансом, відмінним від другорядних легувальних елементів і випадкових домішок алюмінію.

UA 127315 C2

Цей винахід стосується високоміцного алюмінієвого сплаву, придатного для використання в адитивному виробництві, а також застосовуваного до інших процесів, зокрема до інших виробничих процесів високошвидкісної кристалізації.

РІВЕНЬ ТЕХНІКИ

5 Термін "адитивне виробництво" (Additive Manufacturing; AM) став широко поширеним в останні роки завдяки гнучкості процесу, який він позначає, при виготовленні геометрично складних деталей, а також універсальності в ряді сфер застосування. Технологія AM була розроблена в 1980-х роках з метою безпосереднього виробництва деталей і швидко розвивалася протягом минулого періоду часу. Нетрадиційний характер цього виробничого процесу, який представляє інтерес, полягає в тому, що компоненти створюються адитивно, на відміну від традиційних способів субтрактивної обробки. Серед усіх розроблених технологій AM для виробництва металевих деталей їх можна в широкому розумінні розділити на основі типів вихідного матеріалу на необмежувальні категорії технологій із застосуванням заздалегідь сформованого шару, а саме селективного лазерного плавлення (Selective Laser Melting; SLM) та електронно-променевого плавлення (Electron Beam Melting; EBM); видувних порошкових технологій лазерного осадження металу (Laser Metal Deposition; LMD) і лазерного спікання розпилюваного порошкового матеріалу (Laser Engineered Net Shaping; LENS); технологій, під час яких у будівельних деталях використовують дріт, порошки, "металеві фарби" та інші матеріали як сировину. Надалі термін "адитивне виробництво" (AM) буде використовуватись як широка концепція, що охоплює ці та інші технології. Проте AM не обмежується тільки цими технологіями, і цей винахід може використовуватись не лише для технологій AM, але й для інших виробничих процесів високошвидкісної кристалізації, таких як лазерне наплавлення (Laser Cladding; LC), термічне напилення (Thermal Spray; TS), іскрове плазмове спікання (Spark Plasma Sintering; SPS), газове розпилення (Gas Atomisation; GA) і формування з розплаву (Melt Spinning; MS).

У процесах AM використовують лазерний промінь, електронний промінь або електричну дугу як джерело енергії, причому вказане джерело точно керується або системою з ЧПУ, або системою дзеркальної розгортки на основі гальванометра. За допомогою плавлення і кристалізації матеріалів послідовні шари можна створювати по черзі, переміщаючи джерело енергії точка за точкою і крок за кроком згідно з пов'язаними формами поперечного перерізу, які відповідають умовним зрізам необхідного компонента, що повинен бути виготовлений. Тобто компонент створюється шляхом повторення пошарового процесу і досягнення з'єднання між послідовними шарами вздовж напрямку створення.

У процесах AM плавлення і кристалізація сильно локалізовані. У результаті дуже високі швидкості охолодження, які досягаються в одній ванні розплаву, можуть досягати приблизно до 10^5 - 10^7 К/с. Ці швидкості охолодження такі, що виготовлені компоненти мають тонку мікроструктуру й отримані чудові властивості порівняно з компонентами, виготовленими за допомогою традиційних процесів лиття. Окрім корисних факторів свободи в проектуванні та гнучкості виробництва, які пропонуються процесами AM, зростає попит на критично важливі легкі компоненти, що повинні бути виготовлені таким способом, такі як конструкційні або технічні деталі з високоефективного алюмінієвого сплаву. Крім того, високоефективні алюмінієві сплави, виготовлені за технологією AM, які можуть працювати при підвищених температурах (наприклад, понад 150 °C), також викликають великий інтерес у різних галузях промисловості, оскільки вони можуть замінити деякі титанові сплави з більш високою щільністю для деталей, необхідних для роботи в середньо-температурних режимах без втрати їхніх властивостей.

Вибір високоефективних алюмінієвих сплавів, придатних для процесів AM, все ще дуже обмежений, і потенційне застосування процесів AM для виробництва алюмінієвих компонентів обмежена. У даний час широко використовуваними алюмінієвими сплавами для процесів AM є близькі до евтектичних сплави на основі Al-Si, такі як Al7SiMg, Al12Si та Al10SiMg, завдяки їхній хорошій рідкотекучості та зварюваності. Підтверджені значення міцності на розтягнення вищевказаних сплавів загалом нижче ніж 400 МПа, а межа текучості нижче ніж 300 МПа у виготовленому стані і ще нижче після обробки для зняття залишкових напруг унаслідок осадження та/або укрупнення частинок, що містять Si. Ці рівні властивостей не можуть відповідати вимогам щодо поточного промислового виконання і вимогам щодо застосування, особливо в разі створення критичних конструктивних елементів, які несуть навантаження. Крім того, для компонентів, виготовлених із цих сплавів, потрібна термообробка на твердий розчин після виготовлення для досягнення необхідних властивостей, що збільшує як час циклу замовлення, так і вартість промислового виробництва. Інші високоміцні алюмінієві сплави, такі як здатні деформуватися сплави серії 2xxx і 7xxx, що зазвичай використовуються в аерокосмічних галузях, не можуть бути легко виготовлені за допомогою технологій AM через

їхню високу схильність до утворення усадкових тріщин у результаті обробки АМ. За наявності великої кількості міді, магнію та цинку в таких системах сплавів діапазон кристалізації розширюється, що, у свою чергу, збільшує схильність до утворення гарячих тріщин. Крім того, відсутні підтверджені дані про властивості за підвищеної температури алюмінієвих сплавів, виготовлених за допомогою процесів АМ. Відповідно, цей винахід стосується створення високоміцного алюмінієвого сплаву, придатного для використання в процесах АМ, а також застосовуваного до інших виробничих процесів високошвидкісної кристалізації.

СУТЬ ВИНАХОДУ

Згідно з першим аспектом винаходу забезпечено сплав на основі Al-Mn-Sc, при цьому сплав на основі Al-Mn-Sc містить від 2,01 мас. % до 15,0 мас. % марганцю, від 0,3 мас. % до 2,0 мас. % скандію з балансом, відмінним від другорядних легувальних елементів і випадкових домішок алюмінію.

Згідно з другим аспектом винахід забезпечує спосіб отримання компонентів зі сплаву на основі алюмінію, в якому у спосіб використовують АМ або інший процес високошвидкісної кристалізації для отримання компонента шляхом плавлення, а потім високошвидкісної кристалізації сплаву на основі алюмінію, і при цьому сплав на основі Al-Mn-Sc містить від 2,01 мас. % до 15,0 мас. % марганцю, від 0,3 мас. % до 2,0 мас. % скандію з балансом, відмінним від другорядних легувальних елементів і випадкових домішок алюмінію.

Як у першому, так і в другому аспекті винаходу рівень марганцю переважно становить від 2,5 мас. % до 8 мас. % і більш переважно від 3 мас. % до 5 мас. %. Рівень скандію переважно становить від 0,4 мас. % до 1,5 мас. % і більш переважно від 0,6 мас. % до 1,2 мас. %.

Сплав на основі Al-Mn-Sc згідно з винаходом, переважно у вигляді порошку придатної марки, можна використовувати для виготовлення компонентів за допомогою адитивного виробництва чи інших виробничих процесів високошвидкісної кристалізації. Ці компоненти можуть піддаватися прямому дисперсійному твердінню для досягнення одночасно оптимізованих властивостей та усунення залишкових напруг, що виникають у процесі виробничого виготовлення. Вихідний матеріал сплаву на основі Al-Mn-Sc має більш високий вміст марганцю і скандію, ніж у звичайних алюмінієвих сплавах, а деталі, виготовлені з цього сплаву згідно з винаходом, забезпечують чудові механічні властивості як за кімнатної температури, так і в умовах підвищеної температури. Крім того, що сплав за цим винаходом переважно містить 2,01-15,0 мас. % марганцю та 0,3-2,0 мас. % скандію, він також може містити додаткові легувальні компоненти, які містять до 6,0 мас. % магнію, до 4,0 мас. % цирконію, інші елементи, здатні забезпечити заміну або є додатковими елементами до будь-чого з алюмінію, марганцю, скандію, магнію та цирконію і комбінацій двох або більше додаткових легувальних компонентів.

Сплав на основі Al-Mn-Sc за цим винаходом можна використовувати для прямого виготовлення конструктивних компонентів для широкого діапазону промислових застосувань або за допомогою обробки АМ, або з використанням інших виробничих процесів високошвидкісної кристалізації. Компоненти, виготовлені зі сплаву згідно з винаходом, можуть бути піддані простій обробці дисперсійним твердінням прямо без термообробки на твердий розчин для досягнення оптимальних властивостей. Ці компоненти здатні виявляти властивості високої міцності та термостійкості, які можуть додатково збільшити потенціал застосування алюмінієвих деталей, виготовлених методом АМ.

Раніше система матеріалів Al-Mn-Sc на основі алюмінієвих сплавів серії 3xxx була вивчена дослідниками щодо застосування деформованого/екструзійного виробу переважно через його хорошу здатність до деформації [1-3]. Метою додавання скандію в сплави серії 3xxx, які деформуються, було переважно підвищення стійкості до рекристалізації, а також зміцнення сплаву за допомогою дисперсійного твердіння. Але в попередніх дослідженнях кількість марганцю була обмежена до менш ніж 2 мас. % і зазвичай до менш ніж 1,5 мас. %, тимчасом як кількість скандію зазвичай становила менш ніж 0,4 мас. %. Це пов'язано з тим, що розчинність марганцю і скандію в традиційних виробничих процесах дуже обмежена, і це, у свою чергу, обмежує отримуваний ефект зміцнення.

На відміну від цього сплаву Al-Mn-Sc, що ґрунтується на системі алюмінієвих сплавів серії 3xxx, у WO2008125092 і DE 10 2007 018 123 B4 за авторством Palm (правонаступник EADS Deutschland GmbH) запропонований спосіб отримання конструктивного компонента за допомогою процесу швидкого прототипування з використанням сплаву на основі Al-Sc, який містить від 0,41 мас. % до 2,0 мас. % скандію і від 2,0 мас. % до 10 мас. % магнію. У результаті цієї роботи була розроблена система порошкових сплавів на основі Al-Mg-Sc для використання в процесах АМ, доступна під торговою маркою SCALMALLOY®, сплав, ефективно розроблений для процесів АМ шляхом додавання процентного вмісту скандію в існуючий зварюваний сплав

серії 5xxx, який деформується. Метою SCALMALLOY® є ще більше зміцнення базового сплаву з використанням переваги високої швидкості охолодження в процесах АМ. Однак через великий вміст магнію з низькою температурою плавлення можуть виникати сильні випари і так звані явища задимлення, що призводить до створення високої пористості і внаслідок цього до погіршення властивостей кінцевих виробів, отриманих методом АМ. Крім того, більш високий вміст магнію, зазвичай понад 3 мас. %, у сплавах серії 5xxx також може призводити до проблем корозії через міжкристалітну корозію з причини осадження безперервної фази β - Mg_5Al_8 уздовж меж зерен, особливо за умови впливу температур понад 65 °С, зокрема від 150 °С до 200 °С, протягом тривалого часу [4]. Але за температур твердіння вище ніж близько 200 °С фаза β - Mg_5Al_8 може бути розчинена, і більш високі вмісти магнію можуть бути допустимі, якщо температури застосування виходять за межі критичного діапазону близько 65-200 °С. А втім, не рекомендується вміст магнію понад 6 мас. %, оскільки сплав також стає більш схильним до утворення гарячих тріщин [5].

Не відомо, що сплав на основі Al-Mn-Sc за даним винаходом був запропонований або використувався раніше для процесів АМ або для інших виробничих процесів високошвидкісної кристалізації. Усунення магнію або значне зниження вмісту магнію дозволяє цьому винаходу ефективно знижувати ризики випаровування і пов'язані з цим проблеми високої пористості. Додавання марганцю в алюмінієві сплави не має відомих проблем корозії чи випаровування під час АМ або інших виробничих процесів високошвидкісної кристалізації. Завдяки високій швидкості охолодження, отриманій під час виробничого процесу, використання високих кількостей марганцю і скандію можливо завдяки значно підвищеній розчинності. Марганець у сплаві за винаходом відіграє головну роль у зміцненні твердого розчину, а скандій утворює термічно стійкі структуровані нанорозмірні фази L_{12} , що випали, після наступної термообробки, які можуть значно зміцнити сплав та зберігати покращені механічні властивості навіть за високих температур. Важливо відзначити, що марганець має вищий ефект зміцнення твердого розчину, ніж магній з розрахунку мас. % [6]. Розкладання та утворення великої об'ємної частки нанорозмірних фаз Al_3Sc , що випали, під час процесу дисперсійного твердіння може значно зміцнити сплав за даним винаходом. Фази Al_3Sc , що випали, мають гранецентровану кубічну структуру і мають надзвичайно низьку невідповідність параметрів решітки та високу когерентність з алюмінієвою матрицею, а низька швидкість дифузії скандію перешкоджає укрупненню фаз, що випали, за підвищених температур. Висока напруга через невідповідність параметрів решітки та енергія міжфазних меж фаз Al_3Sc , що випали, сприяють високій міцності сплаву за цим винаходом, закріплюючи межі зерен і перешкоджаючи руху дислокацій. Також було виявлено, що сплав за винаходом має чудову корозійну стійкість, зварюваність, термічну стійкість і механічні властивості після обробки АМ або іншої обробки високошвидкісної кристалізації.

Властивості сплаву на основі Al-Mn-Sc згідно з винаходом можуть бути додатково покращені завдяки додаванню інших легувальних елементів, що заміщають або є додатковими, у сплав за винаходом. Наприклад, у сплав за винаходом може бути додано принаймні одне з кремнію, цинку, магнію, міді, нікелю, кобальту, заліза, срібла, хрому, літію, ванадію, титану, кальцію, танталу, цирконію, гафнію, ітрію, ітербію та ербію. Одним або більше з цих елементів забезпечуються такі переваги: (i) зміцнення твердого розчину; (ii) ефект подрібнення зерна; (iii) контроль структури зерна; (iv) додаткове дисперсійне зміцнення або зміцнення фаз, що випали; або (v) комбінація цих переваг. Зазвичай вміст вищевказаних легувальних елементів має становити менш ніж 4 мас. % окремо і не більш ніж 15 мас. % загалом.

Крім того, залежно від конструкції та вимог до застосування, в сплав на основі Al-Mn-Sc за цим винаходом можуть бути додані легувальні елементи, які включають принаймні одне з хрому, ванадію, титану, танталу, цирконію, гафнію та ітрію для покращеної стабільності при високій температурі. Ці легувальні елементи мають виключно низький коефіцієнт дифузії в алюмінії, тому за підвищених температур очікуються низькі швидкості дифузії і висока стійкість до укрупнення частинок. Ці легувальні елементи також мають високу тенденцію відокремлювати й охоплювати фази Al_3Sc , що випали, з утворенням захисної оболонки, яка може стабілізувати фази Al_3Sc , що випали, щодо укрупнення під час впливу за підвищених температур. Зазвичай вміст вищевказаних легувальних елементів також має становити менш ніж 4 мас. % окремо і не більш ніж 15 мас. % загалом.

Сплав на основі Al-Mn-Sc за цим винаходом можна використовувати для виготовлення компонентів механічного пристрою, а також як основний матеріал для виготовлення композиційних добавок металевих або неметалевих матеріалів за допомогою реакцій як *in situ*, так і *ex situ*. На додаток до виготовлення компонентів зі сплаву на основі Al-Mn-Sc за винаходом

як вихідного матеріалу, сплав за винаходом може бути перетворений на напівфабрикати, такі як порошки, дроти та інші форми, для інших виробничих цілей.

Для плавлення вихідної сировини може використовуватися будь-яке можливе джерело енергії або комбінація джерел, таких як лазери, формувачі електронного променя, плазма і джерела електричної дуги, або придатна хімічна реакція, або провідний чи індуктивний процес, пов'язаний з технологіями високошвидкісної кристалізації. Швидкість охолодження впродовж виробничого процесу має бути такою, щоб отримати перенасичений твердий розчин для основних елементів для збереження якості виготовлених компонентів. Переважна швидкість охолодження у виробничому технологічному ланцюжку становить понад 100 К/с. Характер охолодження впродовж процесу може обумовлюватися безпосередньо самим виробничим процесом, як у технологіях АМ, або іншими допоміжними процесами, такими як використання води, рідкого азоту або будь-якого іншого відповідного охолоджувального середовища.

Для досягнення оптимальних властивостей, а також для зняття залишкової напруги, створеної у виготовлених компонентах, отриманих за допомогою процесу АМ або іншого процесу високошвидкісної кристалізації, зазвичай потрібна подальша термообробка. Винахід включає в себе подальшу термообробку після SLM, за якої компонент, виготовлений за допомогою процесу АМ, з використанням сплаву на основі Al-Mn-Sc згідно з винаходом, піддають нагріванню, переважно впродовж одного процесу термообробки, в температурному діапазоні від 200 °С до 500 °С протягом накопиченого часу, що становить від 0,10 г до 100 г. Проте також може бути застосована термообробка з дотриманням аналогічних періодів часу з поправкою на температуру, багатоетапна обробка або обробка в спеціальних умовах. Це може включати в себе гаряче ізостатичне пресування (hot isostatic pressing; HIP) під відповідним тиском. Пряма обробка дисперсійним твердінням у вигляді простої прямої обробки дисперсійним твердінням без окремої термообробки на твердий розчин є найкращою, і це є ще одним моментом відмінності від інших систем твердіння. Після термічної обробки не потрібно жодних необхідних обмежень для подальшого охолодження та контролю охолодження, і охолодження може варіюватися від повільного охолодження в печі до швидкого гартувального водяного охолодження. Залишкові напруги, які виникають через високі швидкості охолодження під час виробничого процесу методом АМ, можуть ефективно зніматися під час термообробки. Крім того, розкладання перенасиченого твердого розчину в результаті високих швидкостей охолодження призводить до осадження великої об'ємної частки нанорозмірних частинок або інших дисперсій, таким чином значно покращуючи механічні властивості компонентів, отримуваних у процесі АМ.

Для виробничого процесу АМ з використанням сплаву на основі Al-Mn-Sc за цим винаходом перевага надається деяким іншим корисним аспектам управління. Наприклад, очікується, що ретельне регулювання параметрів (таких як тип лазера, параметри лазера, стратегія сканування, температура підкладки тощо) в технологіях АМ для підтримки відповідної швидкості охолодження та кращої оброблюваності, з використанням захисних газових середовищ для захисту виготовлених деталей від окислення, видалення так званого диму або бризок, що виникають протягом процесу АМ, або будь-яких інших необхідних засобів контролю для методів АМ і інших методів високошвидкісної кристалізації, ще більше поліпшить властивості виготовлених виробів.

ПРИКЛАДИ ЗА ВИНАХОДОМ

Приклад 1. Виробництво компонентів сплавів на основі Al-Mn-Sc згідно з цим винаходом шляхом обробки методом АМ моделювали з використанням двох складів сплаву. Перший сплав на основі Al-Mn-Sc мав склад Al-4,18Mn-2Mg-0,9Sc-0,18Zr (мас. %), а другий сплав мав склад Al-3Mn-1,5Mg-1Sc-0,05Zr (мас. %). Ці сплави були отримані шляхом плавки ливарних сплавів зі складами Al-60Mn, Al-50Mg, Al-2Sc і Al-10Zr (все в мас. %) у печі з резистивним нагріванням при 800 °С, виливки послідовних розплавлень та охолодження виливок зі швидкістю охолодження кристалізації, яка становить близько 10³ К/с. Ливарні сплави розрізали на зразки завтовшки 5 мм, а потім зразки шліфували за допомогою абразивного паперу зі збереженням однакової шорсткості поверхні.

Зразки, отримані таким чином, поміщали на підкладку комерційної машини EOSINT M280 SLM для лазерного сканування. Загалом було виконано 30 лазерних сканувань на поверхні подрібненого зразка для створення паралельних суміжних розплавовзбірників без додавання порошку, в результаті чого площа ділянки сканування становила близько 3 мм на 18 мм. Процес лазерного сканування проводився за потужності лазерного випромінювання 370 Вт, швидкості сканування 500 мм/с, розміру плями 0,1 мм та відстані штрихування 0,1 мм. Після лазерного сканування зразки витримували в соляній ванні при 300 °С протягом різних відрізків часу до 168 годин. Потім зразки розрізали за допомогою низькошвидкісної пилки, після чого встановлювали,

щоб виявити розплавозбірники в поперечному перерізі для подальших досліджень. Зразки для спостережень за мікроструктурою та вимірювань мікротвердості готували стандартними способами металографії для підготовки зразків. Твердість за Віккерсом вимірювали в межах площі поперечного перерізу розплавозбірника за допомогою приладу для вимірювання

5 твердості Duramin A300 при навантаженні 0,5 кг протягом 10 с. Зображення площі поперечного перерізу з використанням електронної мікроскопії зі зворотним розсіюванням (backscattered electron micrograph; BSE) отримували за допомогою сканувального електронного мікроскопа JEOL 7001 FEG (SEM). Були отримані такі характеристики:

10 а) максимальна твердість, досягнута для першого сплаву Al-4,18Mn-2Mg-0,9Sc-0,18Zr після дисперсійного твердіння при 300 °C протягом 10 годин, становила $186,3 \pm 2 \text{ HV}_{0,5}$; і

б) максимальна твердість, досягнута для другого сплаву Al-3Mn-1,5Mg-1Sc-0,05Zr після дисперсійного твердіння при 300 °C протягом 24 годин, становила $170,6 \pm 2 \text{ HV}_{0,5}$.

15 Приклад 2. Зразки призматичного типу були виготовлені методом SLM з розпиленого газом порошку з масовою часткою складу Al-4,52Mn-1,32Mg-0,79Sc 0,74Zr. Зразки були виготовлені на комерційній машині SLM EOSINT M290, при цьому потужність лазерного випромінювання становила 370 Вт, швидкість сканування - 1000 мм/с, відстань штрихування - 0,1 мм, а товщина шару - 30 мкм. Зразки були створені на підкладці з алюмінієвого сплаву 6061, з якої вони були видалені шляхом електроіскрової обробки (electric discharge machining; EDM). Деякі зразки були

20 піддані термообробці в соляній ванні при температурі $300 \pm 2 \text{ °C}$ протягом 5 год., а потім усі зразки з термічною обробкою та без неї були піддані механічній обробці з перетворенням на зразки для випробувань на розтягування з геометричною конфігурацією, показаною на фіг. 3, згідно з ASTM E8M. Випробування на розтягування проводили за допомогою машини з приводом від ходового гвинта Instron 5500R/4505 зусиллям 100 кН при постійній швидкості переміщення траверси, що становила 0,48 мм/хв. Отримані криві умовної напруги/деформації

25 під час розтягування показані на фіг. 4, тимчасом як іншими характеристиками були такі:

1) характеристики міцності на розтягнення без термічної обробки зразків, виготовлених методом SLM:

межа текучості = 427 МПа, межа міцності під час розтягування = 453 МПа, подовження = 12,0 %;

30 2) характеристики міцності на розтягнення зразків, виготовлених методом SLM, після термічної обробки при $300 \pm 2 \text{ °C}$ протягом 5 годин:

межа текучості = 577 МПа, межа міцності під час розтягування = 588 МПа, подовження = 11,3 %.

КОРОТКИЙ ОПИС ГРАФІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ

35 Робочі характеристики зразків першого та другого сплавів на основі Al-Mn-Sc, отриманих у прикладі 1, показані на доданих фіг. 1 і 2, а робочі характеристики згідно з прикладом 2 показані на фіг. 3 і 4. На фігурах показано наступне:

на фіг. 1 проілюстроване зображення BSE, яке показує вдавнення індентора в зразку другого сплаву на основі Al-Mn-Sc;

40 на фіг. 2 проілюстрований графік залежності твердості від часу дисперсного твердіння для кожного з першого та другого сплавів на основі Al-Mn-Sc;

на фіг. 3 проілюстроване схематичне зображення геометричних конфігурацій зразка на розтягування згідно з ASTM E8M; а також

45 на фіг. 4 проілюстровані криві умовної напруги/деформації під час розтягування зразків, не підданих термообробці, отриманих шляхом виготовлення за допомогою SLM, і зразків, підданих термообробці.

ДЕТАЛЬНИЙ ОПИС СУТІ ВИНАХОДУ

На фіг. 1 показана поверхня зрізу зразка другого сплаву на основі Al-Mn-Sc, виявлена за допомогою металографічної підготовки на зображенні, отриманому методом електронної

50 мікроскопії зі зворотним розсіюванням (BSE). У нижній частині зображення показана мікроструктура відливки другого сплаву, а у верхній частині показана мікроструктура розплавозбірника, що виник у результаті високошвидкісної кристалізації, отримана шляхом переплавлення сплаву за допомогою лазерного сканування. Як показано, вимірювання твердості проводились у верхній ділянці переплавлення. На фіг. 1 чітко видно, що верхня

55 ділянка, яка утворюється з переплавленого лазером розплавозбірника, відрізняється від початкової ділянки лиття, оскільки не може спостерігатися випадання первинних фаз Al_6Mn або Al_3Sc , що випали, типу білої голки або стрижневого типу. Це чітко показує, що марганець і скандій були успішно захоплені алюмінієвою матрицею після дуже швидкого охолодження лазерного переплавлення та досягнення стану перенасичення.

На фіг. 2 можна бачити, що сплав на основі Al-Mn-Sc за цим винаходом дає дуже перспективні результати, оскільки значення твердості досягли діапазону 170-186 HV_{0,5}. Ці властивості аналогічні властивостям високоміцних сплавів серії 7xxx, але термічна стійкість значно підвищилася, оскільки високі рівні твердості зберігалися навіть через 168 годин при 300 °С. Оброблені лазером алюмінієві сплави або навіть ливарні сплави не можуть зазвичай набувати таких властивостей, особливо в порівнянні з широко поширеними сьогодні алюмінієвими сплавами для використання в технологіях АМ. У разі нормального дисперсійного твердіння сплави Al починають занадто тверднути і розм'якшуються протягом декількох хвилин після впливу при 300 °С. Також є свідчення того, що результати, показані в прикладах за цим винаходом, можуть бути додатково покращені завдяки ще більшій швидкості охолодження та іншим перевагам процесу АМ. Таким чином, сплави на основі Al-Mn-Sc за цим винаходом мають доволі перспективні властивості та високий потенціал для застосування в широкому діапазоні конструкційних, промислових, технічних, аерокосмічних і транспортних компонентів, виготовлених за допомогою процесу АМ або інших виробничих процесів високошвидкісної кристалізації.

На фіг. 3 проілюстровані належним чином виготовлені зразки для розтягування, за якими були отримані криві умовної напруги/деформації під час розтягування згідно з фіг. 4. Межа текучості, яка становить 427 МПа, для виготовлених (не термооброблених) зразків є чудовим показником, хоча помітно підвищена межа текучості, яка становить 577 МПа, для термооброблених зразків вказує на потенціал для сплавів за цим винаходом. На противагу цьому, вважають, що найкраща межа текучості, вказана для термічно обробленого SCALMALLOY®, перебуває в діапазоні від 459 МПа до 479 МПа (див. www.citim.de/en/metal-additive-manufacturing).

Приклади 1 і 2 та результати, проілюстровані на фіг. 1-4, підкреслюють ряд важливих питань, які стосуються сплаву за цим винаходом. Цей сплав має переваги завдяки низьким швидкостям дифузії, згаданим раніше в цьому документі, як у випадку скандію, так і у випадку марганцю, а також деяких інших доданих елементів, таких як цирконій. Такі низькі швидкості сприяють властивості сплаву після високих швидкостей охолодження за умови циклічної зміни температури піддаватися дисперсному твердінню шляхом осадження термостійких нанорозмірних фаз, що випали, або дисперсних фаз. У випадку марганцю це можливо від нижньої ефективної межі, яка становить 2,01 мас. %, до відносно високої верхньої межі, яка становить 15,0 мас. %, без небажаного укрупнення фаз, які випали, що може спостерігатися при рівнях додавання марганцю вище ніж 15 мас. %.

Крім того, цей сплав характеризується покращенням властивостей, досяжним завдяки простій термічній обробці, без потреби в термообробці на твердий розчин, як у складних режимах термічної обробки, необхідних для деяких інших алюмінієвих сплавів, які отримують за допомогою дисперсійного твердіння. Проста термообробка, яка переважно включає в себе тільки одноетапну операцію, ефективно подвоюється як етап зняття напруги і термообробки методом дисперсійного твердіння. У разі використання процесу АМ з високошвидкісною кристалізацією, такого як процес на основі SLM, термічна обробка може відбуватися до або після того, як отримуваний компонент, вироблений під час цього процесу, зрізують з будівельної платформи, на якій він створений.

Тим часом як сплав за цим винаходом добре підходить для використання в процесі АМ, такому як SLM та інші процеси високошвидкісної кристалізації, приклад 1 та фіг. 1 і 2 показують придатність цього сплаву для використання в альтернативному процесі високошвидкісної кристалізації. Зокрема, у випадку з компонентом, виготовленим під час процесу субтрактивної обробки, такого як будь-який з ряду процесів лиття, компонент може скануватися джерелом енергії, таким як лазерний або електронний промінь, для досягнення плавлення сканованої ділянки поверхні компонента, причому потім основна частина компонента забезпечує тепловідвід, що приводить до високошвидкісної кристалізації, щоб поліпшити властивості сплаву сканованої ділянки поверхні. Це включає в себе поверхневу обробку, таку як лазерне наплавлення або лагодження компонентів, з використанням сплаву на основі Al-Mn-Sc за цим винаходом як частини компонента та/або осаджених поверхневих матеріалів.

Довідкові матеріали

1. Forbord B, Hallem H, Ryum N, Marthinsen K: "Precipitation and recrystallisation in Al-Mn-Zr with and without Sc", Materials Science and engineering A (2004), 387-389, 936-939.
2. Forbord B, Hallem H, Royset J, Marthinsen K: "Thermal stability of Al₃(Sc_x, Zr_{1-x})-dispersoids in extruded aluminium alloys", Materials Science and engineering A (2008), 475, 241-248.

3. Forbord B, Auran L, Lefebvre W, Hallem H, Marthinsen K: "Rapid precipitation of dispersoids during extrusion of an Al-0.91 wt. % Mn-0.13 wt. % Zr-0.17 wt. % Sc-alloy", Materials Science and engineering A (2006), 424, 174-180.

4. Rowe. J, "Advanced materials in automotive engineering" Woodhead Publishing Limited, UK, ISBN 978-1-84569-561-3. Bloeck. M, Chapter 5 "Aluminium sheet for automotive applications", 92-93.

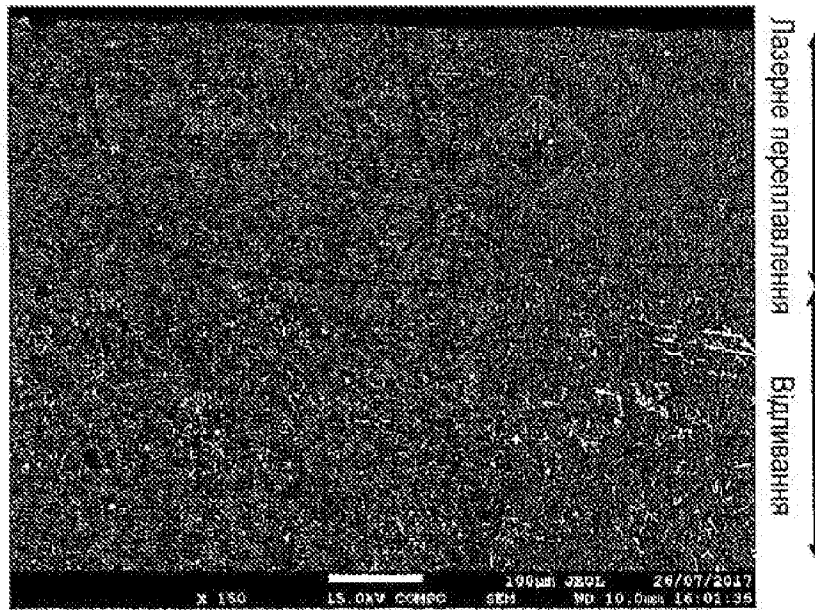
5. Li RD, Wang MB, Yuan TC, Song Bo, Chen C, Zhou KC, Cao P: "Selective laser melting of a novel Sc and Zr modified Al-6.2 Mg alloy: Processing, microstructure, and properties", Powder Technology 319 (2017) 117-128.

6. J. R. Davis, "Alloying: Understanding the Basics". ASM International Publishing, 2001, USA, ISBN978-0-87170-744-4. Chapter 16, "Aluminium and Aluminium alloys", p.368.

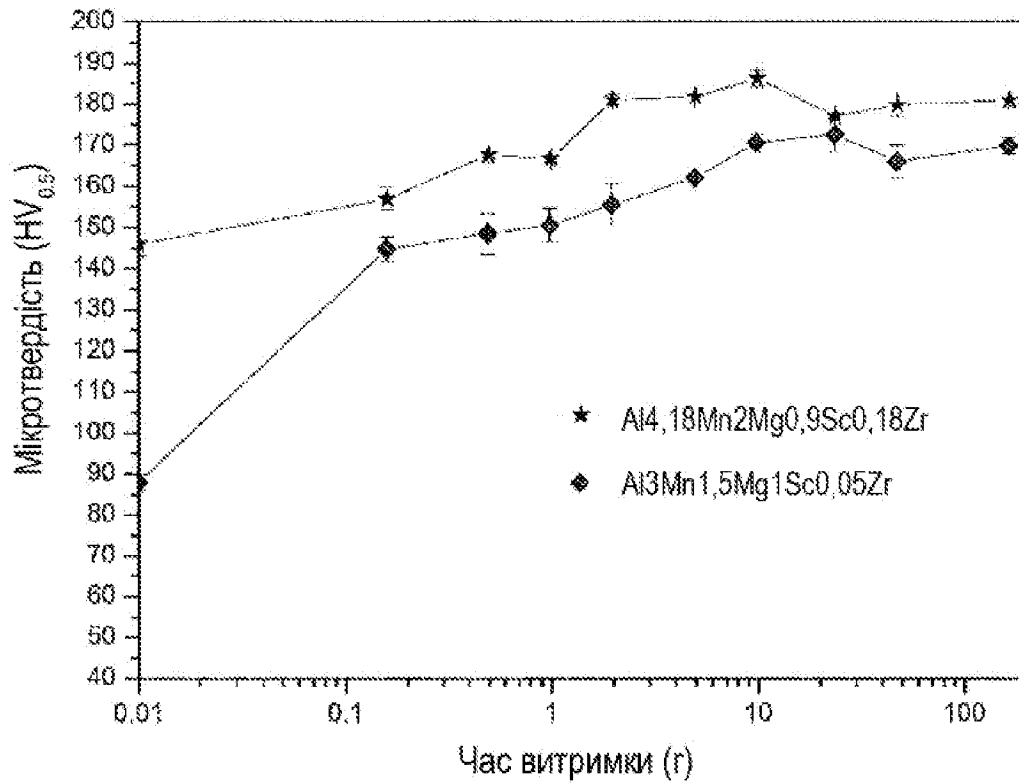
ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

1. Порошковий сплав на основі Al-Mn-Sc, придатний для застосування в адитивному виробництві або іншому процесі високошвидкісної кристалізації, який відрізняється тим, що сплав на основі Al-Mn-Sc містить:
від 2,01 до 15,0 мас. % марганцю і
від 0,3 до 2,0 мас. % скандію, де
порошковий сплав на основі Al-Mn-Sc за винятком ітербію, крім як випадкової домішки, також відрізняється тим, що містить баланс, відмінний від випадкових домішок алюмінію.
2. Порошковий сплав на основі Al-Mn-Sc за п. 1, який відрізняється тим, що порошковий сплав містить до 6,0 мас. % магнію.
3. Порошковий сплав на основі Al-Mn-Sc за п. 1 або 2, який відрізняється тим, що порошковий сплав містить до 4,0 мас. % цирконію.
4. Порошковий сплав на основі Al-Mn-Sc за п. 1 або 2, який відрізняється тим, що вміст марганцю становить від 2,5 до 8 мас. %.
5. Порошковий сплав на основі Al-Mn-Sc за будь-яким з пп. 1-4, який відрізняється тим, що порошковий сплав містить марганець на рівні від 3 до 5 мас. %.
6. Порошковий сплав на основі Al-Mn-Sc за будь-яким з пп. 1-5, який відрізняється тим, що вміст скандію становить від 0,4 до 1,5 мас. %.
7. Порошковий сплав на основі Al-Mn-Sc за п. 6, який відрізняється тим, що вміст скандію становить від 0,6 до 1,2 мас. %.
8. Порошковий сплав на основі Al-Mn-Sc за будь-яким з пп. 1-7, який відрізняється тим, що порошковий сплав є маркою порошку, придатною для застосування у виробництві компонентів у виробничому процесі адитивного виробництва.
9. Порошковий сплав на основі Al-Mn-Sc за будь-яким з пп. 1-8, який відрізняється тим, що сплав містить принаймні один легувальний елемент, вибраний з кремнію, цинку, магнію, міді, нікелю, кобальту, срібла, хрому, літію, ванадію, титану, кальцію, танталу, цирконію, гафнію, ітрію та ітербію, які присутні в кількості менш ніж 4 мас. % окремо і не більш ніж 15 мас. % загалом.
10. Дріт, придатний для адитивного виробництва або іншого процесу високошвидкісної кристалізації, виготовлений із порошкового сплаву на основі Al-Mn-Sc за будь-яким з пп. 1-9.
11. Спосіб отримання компонента порошкового сплаву на основі алюмінію, який відрізняється тим, що в способі використовують адитивне виробництво (AB) або інший процес високошвидкісної кристалізації для отримання компонента шляхом плавлення і подальшої високошвидкісної кристалізації сплаву на основі алюмінію, і при цьому сплав на основі алюмінію містить порошковий сплав на основі Al-Mn-Sc, який заявлений за будь-яким з пп. 1-9.
12. Спосіб за п. 11, який відрізняється тим, що компонент, отриманий в результаті AB або іншого процесу високошвидкісної кристалізації, піддають дисперсному твердінню.
13. Спосіб за будь-яким з п. 11 або 12, який відрізняється тим, що швидкість охолодження під час виробничого процесу така, що отримують перенасичений твердий розчин для основних елементів, щоб підтримувати властивості приготованих компонентів.
14. Спосіб за п. 13, який відрізняється тим, що швидкість охолодження в ланцюзі виробничого процесу перевищує 100 K/c і може бути досягнута безпосередньо під час власне виробничого процесу, як у технологіях AB, або в результаті інших допоміжних процесів, таких як використання води, рідкого азоту або будь-якого іншого відповідного охолоджувального середовища.
15. Спосіб за п. 11 або 12, що додатково включає подальшу термообробку компонента, приготованого за допомогою AB, або інший процес високошвидкісної кристалізації компонента, який піддають нагріванню, наприклад, в окремому процесі термообробки в діапазоні температур

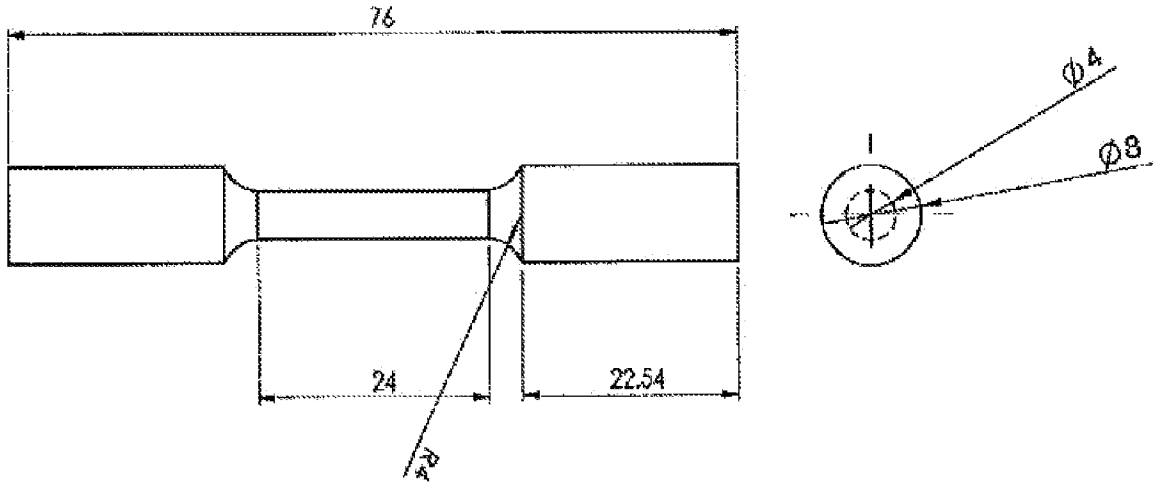
від 200 до 500 °С протягом накопиченого часу, що становить від 0,10 до 100 г.
 16. Компонент на основі Al-Mn-Sc, отриманий способом за будь-яким з пп. 11-15.



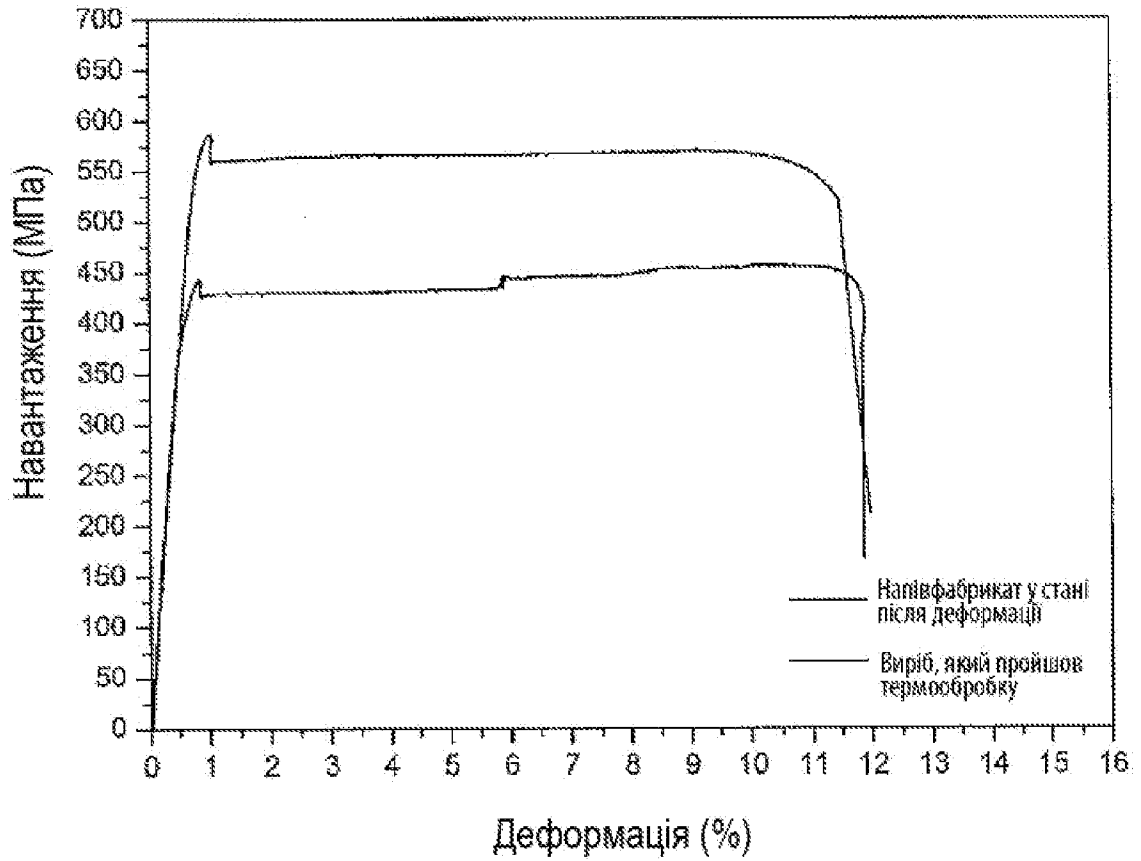
ФІГ. 1



ФІГ. 2



ФІГ. 3



ФІГ. 4