



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **119844** (13) **C2**  
(51) МПК (2019.01)

**C22C 14/00**

**C22F 1/18** (2006.01)

**C22B 34/12** (2006.01)

**B21J 5/02** (2006.01)

МІНІСТЕРСТВО  
ЕКОНОМІЧНОГО  
РОЗВИТКУ І ТОРГІВЛІ  
УКРАЇНИ

## (12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

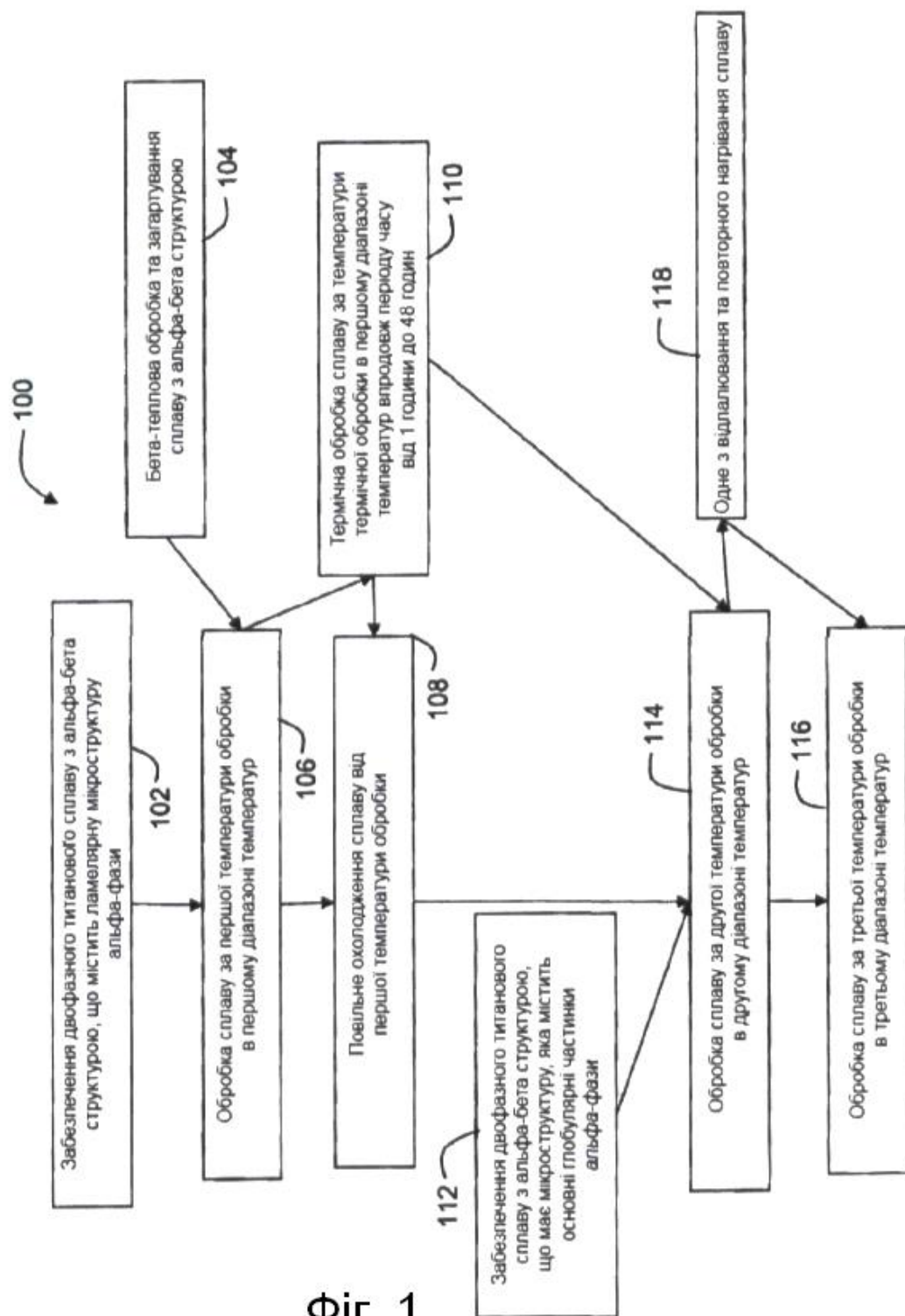
<b>(21)</b> Номер заявки: <b>а 2015 05033</b>	<b>(72)</b> Винахідник(и): <b>Тома Жан-Філіпп А. (US),</b> <b>Мінісандром Рамеш С. (US),</b> <b>Форбз Джоунс Робін М. (US),</b> <b>Мантіон Джон В. (US),</b> <b>Брайан Девід Дж. (US)</b>
<b>(22)</b> Дата подання заявки: <b>28.02.2014</b>	<b>(73)</b> Власник(и): <b>ЕйТіАй ПРОПЕРТІЗ, ЕлЕлСі.,</b> 1600 N.E. Old Salem Road, Albany, Oregon 97321, United States of America (US)
<b>(24)</b> Дата, з якої є чинними права на винахід: <b>27.08.2019</b>	<b>(74)</b> Представник: <b>Мошинська Ніна Миколаївна,</b> <b>реєстр. №115</b>
<b>(31)</b> Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: <b>13/844,196</b>	<b>(56)</b> Перелік документів, взятих до уваги експертизою: Renat Imayev et al. Principles of Fabrication of Bulk Ultrafine-Grained and Nanostructured Materials by Multiple Isothermal Forging // Material Science Forum, Trans Tech Publication LTD. - Switzerland. - Vol. 638 - 642. - 2010. - P. 1702 - 1707 US 2012060981 A1, 15.03.2012
<b>(32)</b> Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: <b>15.03.2013</b>	
<b>(33)</b> Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: <b>US</b>	
<b>(41)</b> Публікація відомостей про заявку: <b>25.12.2015, Бюл.№ 24</b>	
<b>(46)</b> Публікація відомостей про видачу патенту: <b>27.08.2019, Бюл.№ 16</b>	
<b>(86)</b> Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: <b>PCT/US2014/019252,</b> <b>28.02.2014</b>	

## (54) ТЕРМОМЕХАНІЧНА ОБРОБКА ДВОФАЗНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ІЗ АЛЬФА-БЕТА-СТРУКТУРОЮ

### (57) Реферат:

Запропоновано один варіант реалізації способу подрібнення розміру зерна альфа-фази в двофазному титановому сплаві з альфа-бета-структурою, який включає обробку двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури обробки в першому діапазоні температур в області альфа-бета фази двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою. Сплав повільно охолоджують від першої температури обробки. Після закінчення обробки за першої температури обробки та повільного охолодження від першої температури обробки сплав містить основну мікроструктуру глобуляризованих частинок альфа-фази. Сплав обробляють за другої температури обробки в другому діапазоні температур в області альфа-бета фази. Друга температура обробки нижча за першу температуру обробки. Сплав обробляють за третьої температури обробки в третьому діапазоні температур в області альфа-бета фази. Третя температура обробки нижча за другу температуру обробки. Після обробки за третьої температури обробки сплав титану містить подрібнені до необхідного розміру зерна альфа-фази.

UA 119844 C2



Фіг. 1

Заява про спонсоровані урядом дослідження або розробки

[0001] Даний винахід було здійснено за підтримки уряду Сполучених Штатів за контрактом NIST № 70NANB7H7038, укладеним із Національним інститутом стандартів і технології (NIST) Міністерства торгівлі США. Уряд США може мати певні права у даному винаході.

5 Рівень техніки  
Область техніки

[0002] Даний винахід відноситься до способів обробки двофазних титанових сплавів із альфа-бета-структурою. Точніше, даний винахід відноситься до способів обробки двофазних титанових сплавів із альфа-бета-структурою для полегшення отримання мікроструктури з дрібним зерном, наддрібним зерном або ультрадрібним зерном.

Опис рівня техніки

[0003] Двофазні титанові сплави з альфа-бета-структурою, що мають мікроструктуру з дрібним зерном (FG), наддрібним зерном (SFG) або ультрадрібним зерном (UFG), проявляють певні корисні властивості, такі як, наприклад, поліпшену формованість, низьку напругу пластичної течії під час формування (що є корисним при формуванні в умовах повзучості) та підвищену межу текучості в зовнішніх умовах для пом'якшення робочих температур.

[0004] Вживаний у даній заявці у відношенні мікроструктури сплавів титану термін "дрібне зерно" відноситься до розмірів альфа-зерна в діапазоні від 15 мкм до більш ніж 5 мкм; термін "наддрібне зерно" відноситься до розмірів альфа-зерна від 5 мкм до більш ніж 1,0 мкм; а термін "ультрадрібне зерно" відноситься до розмірів альфа-зерна 1,0 мкм або менше.

[0005] У відомих комерційних способах кування титану та сплавів титану для виготовлення мікроструктур із великим або дрібним зерном використовують швидкості деформації від 0,03 с<sup>-1</sup> до 0,10 с<sup>-1</sup> із використанням багаторазових повторних етапів нагрівання та кування.

[0006] У відомих способах виготовлення мікроструктур із дрібним зерном, дуже дрібним зерном або ультрадрібним зерном застосовують спосіб усебічного кування (MAF) з ультраповільною швидкістю деформації 0,001 с<sup>-1</sup> або менше як описано, наприклад, у [Materials Science Forum ("Форумі наукових матеріалів") (Саліщев Г. та ін.), видання 584-586, стор. 783-788 (2008)]. Комплексний процес усебічного кування описано, наприклад, у публікації [C. Desrayaud та ін., Journal of Materials Processing Technology ("Журнал матеріалів за технологією обробки"), 172, стор. 152-156 (2006)]. На додаток до способу усебічного кування відомо, що для досягнення дрібнозернистої, дуже дрібнозернистої або ультрадрібнозернистої мікроструктур у титані та сплавах титану можна використовувати спосіб рівноканальної кутової екструзії (ECAE), яку ще називають рівноканальним кутовим пресуванням (ECAP). Опис способу ECAP можна подивитися, наприклад, у патенті [CPCP № 575892 (V.M. Segal) (1977), і для титану та сплаву Ti-6-4 у S.L. Semiatin та D.P. DeLo "Materials and Design", Том 21, стор. 311-322 (2000)]. Проте спосіб ECAP вимагає також використання дуже низьких швидкостей деформації та дуже низьких температур за ізотермічних або майже ізотермічних умов. При використанні способів із високими навантаженнями, таких як усебічне кування та ECAP, будь-яку початкову мікроструктуру можна зрештою перетворити на ультрадрібну зернисту мікроструктуру. Проте з економічних причин, які описані нижче у даній заявці, нині проводиться тільки лабораторна обробка способами усебічного кування та ECAP.

[0007] Ключовим фактором для подрібнення зерна у способах усебічного кування з ультраповільною швидкістю деформації та ECAP є здатність безперервної роботи в режимі динамічної рекристалізації, яка є результатом використовуваних ультраповільних швидкостей деформації, тобто, 0,001 с<sup>-1</sup> або менше. Під час динамічної рекристалізації зерна одночасно утворюються зародки, ростуть і накопичуються дислокації. Генерація дислокацій у межах нещодавно утворених зародків зерен безперервно зменшує рушійну силу для росту зерен, що є енергетично сприятливим для зародкоутворення зерна. У способах усебічного кування з ультраповільною швидкістю та ECAP використовують динамічну рекристалізацію для безперервної рекристалізації зерен під час кування.

[0008] Спосіб обробки сплавів титану для подрібнення зерна описано у Міжнародній патентній публікації № WO 98/17386 (надалі "публікація WO'386"), яка повністю включена у дану заявку за допомогою посилання. Спосіб, описаний у WO'386, включає нагрівання та деформацію сплаву для формування дрібнозернистої мікроструктури в результаті динамічної рекристалізації.

[0009] Із використанням способів усебічного кування з ультраповільною швидкістю або ECAP можна виготовляти відносно однорідні болванки із сплаву Ti-6-4 (UNS R56400) з ультрадрібним зерном, але сукупний час, необхідний для виконання етапів усебічного кування або ECAP, може бути занадто тривалим для комерційного застосування. Крім того, відоме

великогабаритне комерційно доступне устаткування для пресового кування на відкритому штампі може не мати характеристик, необхідних для досягнення ультраповільних швидкостей деформації, потрібних у таких варіантах реалізації, і, таким чином, може знадобитися спеціалізоване кувальне устаткування для виконання усебічного кування з ультраповільною швидкістю або ЕСАР у промислових масштабах.

[0010] Загальновідомо, що більш дрібні ламелярні вихідні мікроструктури вимагають зменшеної деформації для виготовлення глобуляризованих дрібнозернистих й ультрадрібнозернистих мікроструктур. Проте, не зважаючи на можливість виготовлення лабораторних кількостей титану та сплавів титану з дрібним й ультрадрібним розміром альфа-зерен із використанням ізотермічних або майже ізотермічних умов, розширення лабораторного способу може бути проблематичним унаслідок втрат на виході. Крім того, ізотермічна обробка в промислових масштабах, як виявляється, є занадто дорогою внаслідок великих витрат, пов'язаних із експлуатацією устаткування. Високопродуктивні способи, що включають неізотермічні процеси з використанням відкритих штампів, виявляються утрудненими внаслідок надто повільних необхідних швидкостей кування, які вимагають тривалих періодів використання устаткування, та внаслідок пов'язаного з охолодженням розтріскування, що знижує вихід продукції. Крім того, ламелярні структури альфа-фази після загартування мають низьку пластичність, особливо за низьких температур обробки.

[0011] Загальновідомо, що двофазні титанові сплави з альфа-бета-структурою, в яких мікроструктура сформована з глобуляризованих частинок альфа-фази, мають поліпшену пластичність у порівнянні з двофазними титановими сплавами з альфа-бета-структурою, що містять ламелярні альфа-мікроструктури. Проте кування двофазних титанових сплавів із альфа-бета-структурою з глобуляризованими частинками альфа-фази не призводить до істотного подрібнення частинок. Наприклад, після огрублення частинок альфа-фази до деякого розміру, наприклад, 10 мкм або більше, майже неможливо з використанням відомих способів зменшити їх розмір під час подальшої термомеханічної обробки, що можна спостерігати із застосуванням оптичної металографії.

[0012] Один спосіб для подрібнення мікроструктури сплавів титану описано в Європейському патенті № 1 546 429 В1 (надалі "патент EP'429"), який повністю включений у дану заявку за допомогою посилання. Згідно із способом, описаним у EP'429, після глобуляризації частинок альфа-фази за високої температури сплав загартовують для створення вторинної альфа-фази у формі тонкої ламелярної альфа-фази між відносно грубими глобулярними частинками альфа-фази. Подальше кування за температури нижче за температуру першої альфа-обробки призводить до глобуляризації дрібних альфа-ламель у дрібні частинки альфа-фази. Результируюча мікроструктура є сумішшю грубих і дрібних частинок альфа-фази. Із-за грубих частинок альфа-фази мікроструктура, отримана способами, описаними в EP '429, не дає можливості додаткового подрібнення зерна до мікроструктури, повністю сформованої з ультрадрібних чи дрібних зерен альфа-фази.

[0013] У патентній публікації US № 2012-0060981 A1 (надалі "публікація US '981"), яка повністю включена у дану заявку за допомогою посилання, описано промисловий підхід до надання надмірної роботи деформації шляхом проведення багаторазових етапів кування осадкою та витягуванням ("Спосіб багаторазової осадки та витягування"). У публікації US '981 описані початкові структури, що містять ламелярні структури альфа-фази, отримані загартуванням із області бета-фази титану чи сплаву титану. Спосіб багаторазової осадки та витягування реалізують за низьких температур для блокування надмірного росту частинок під час послідовності етапів деформації та повторного нагрівання, що чергуються. Ламелярна початкова заготовка має низьку пластичність за низьких використовуваних температур, і розширення масштабів виготовлення за рахунок використання кування у відкритому штампі може бути проблематичним по відношенню до обсягу випуску.

[0014] Таким чином, завдання даного винаходу полягає переважно у створенні способу виготовлення сплавів титану, що мають дрібну, дуже дрібну або ультрадрібну мікроструктуру зерен, яка допускає підвищені швидкості деформації, скорочує необхідну тривалість обробки та/або позбавляє від необхідності використання спеціалізованого кувального устаткування.

Суть винаходу

[0015] Згідно із одним необмежуваним аспектом даного винаходу спосіб подрібнення розміру зерна альфа-фази в двофазному титановому сплаві з альфа- бета структурою включає етапи, згідно з якими обробляють двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою за першої температури обробки в першому діапазоні температур. Перший діапазон температур знаходиться в області альфа-бета фази двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою. Двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою повільно охолоджують від

першої температури обробки. Після закінчення обробки та повільного охолодження від першої температури обробки двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою містить основну глобуляризовану мікроструктуру частинок альфа-фази. Потім двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою обробляють за другої температури обробки в другому діапазоні температур. Друга температура обробки нижча за першу температуру обробки, та також знаходиться в області альфа-бета фази двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою.

[0016] В одному необмежуючому варіанті реалізації після обробки за другої температури обробки двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою обробляють за третьої температури обробки в кінцевому діапазоні температур. Третя температура обробки нижча за другу температуру обробки, а третій діапазон температур знаходиться в області альфа-бета фази двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою. Після обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за третьої температури обробки досягається необхідний подрібнений розмір зерна альфа-фази.

[0017] В іншому необмежуючому варіанті реалізації після обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за другої температури обробки та до обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за третьої температури обробки, вказаний двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою обробляють за однієї або більшої кількості четвертих температур обробки, що поступово знижуються. Кожна з однієї або більшої кількості четвертих температур обробки, що поступово знижуються, є нижчою за другу температуру обробки. Кожна з однієї або більшої кількості четвертих температур обробки, що поступово знижуються, знаходиться в одному із четвертого діапазону температур і третього діапазону температур. Кожна із четвертих температур обробки є нижчою за четверту температуру обробки, що безпосередньо передус. В одному не обмежуючому варіанті реалізації щонайменше одна обробка із обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури, обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за другої температури, обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за третьої температури та обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за однієї або більшої кількості четвертих температур обробки, що поступово знижуються, включає щонайменше один етап пресового кування на відкритому штампі. В іншому необмежуючому варіанті реалізації щонайменше одна обробка із обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури, обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за другої температури, обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за третьої температури та обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за однієї або більшої кількості четвертих температур обробки, що поступово знижуються, включає багаторазові етапи пресового кування на відкритому штампі, причому спосіб додатково включає повторне нагрівання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою між двома послідовними етапами пресового кування.

[0018] Згідно із іншим аспектом даного винаходу необмежуючий варіант реалізації способу подрібнення розміру зерна альфа-фази в двофазному титановому сплаві з альфа-бета-структурою включає кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури кування в першому діапазоні температур кування. Кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури кування включає щонайменше один прохід кування осадкою та кування витягуванням. Перший діапазон температур охоплює температури від температури на 300 °F (168 °C) нижча за температуру бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до температури на 30 °F (16,8 °C) нижча за температуру бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою. Після кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури кування двофазний титановий сплав із альфа- бета структурою повільно охолоджують від першої температури кування.

[0019] Двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою кують за другої температури кування в другому діапазоні температур кування. Кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за другої температури кування включає щонайменше один прохід кування осадкою та кування витягуванням. Другий діапазон температур охоплює температури від температури на 600 °F (336 °C) нижче за температуру бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до температури на 350 °F (196 °C) нижче за температуру бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою, а друга температура кування нижча за першу температуру кування.

[0020] Двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою кують за третьої температури

кування в межах третього діапазону температур кування. Кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за третьої температури кування включає радіальне кування. Третій діапазон температур охоплює температури від 1000 °F (538 °C) до 1400 °F (760 °C), а кінцева температура кування нижча за другу температуру кування.

5 [0021] В одному необмежуючому варіанті реалізації після кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за другої температури кування та до кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за третьої температури кування, можна проводити відпалювання вказаного двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою.

10 [0022] В одному не обмежуючому варіанті реалізації після кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за другої температури кування та перед куванням двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за третьої температури кування, вказаний двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою кують за однієї або більшої кількості четвертих температур кування, що поступово знижуються. Одна або більша кількість четвертих температур кування, що поступово знижуються, нижча за другу температуру кування. Кожна з  
15 однієї або більшої кількості четвертих температур кування, що поступово знижуються, знаходиться в одному із другого діапазону температур і третього діапазону температур. Кожна з четвертих температур обробки, що поступово знижуються, нижча за четверту температуру обробки, що безпосередньо передусь.

20 [0023] Згідно із іншим аспектом даного винаходу необмежуючий варіант реалізації способу подрібнення розміру зерна альфа-фази в двофазному титановому сплаві з альфа-бета-структурою включає кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою, який містить мікроструктуру глобуляризованих частинок альфа-фази за початкової температури кування в початковому діапазоні температур кування. Кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за початкової температури кування включає щонайменше один прохід  
25 кування осадкою та кування витягуванням. Початковий діапазон температур кування охоплює температури від температури на 500 °F (280 °C) нижче за температуру бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до температури на 350 °F (196 °C) нижче за температуру бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою.

30 [0024] Заготовку кують за кінцевої температури кування в межах кінцевого діапазону температур кування. Кування заготовки за кінцевої температури кування включає радіальне кування. Кінцевий діапазон температур кування охоплює температури від 1000 °F (538 °C) до 1400 °F (760 °C). Кінцева температура кування нижча за початкову температуру кування.

Короткий опис графічних матеріалів

35 [0025] Особливості та переваги виробів і способів, описаних у даній заявці, стануть зрозумілішими із посиланням на супровідні креслення, на яких:

[0026] На Фіг. 1 показано блок-схему необмежуючого варіанту реалізації способу подрібнення розміру зерна альфа-фази в двофазному титановому сплаві з альфа-бета-структурою згідно із даним винаходом;

40 [0027] На Фіг. 2 схематично показано мікроструктури двофазних титанових сплавів із альфа-бета-структурою після етапів обробки згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

45 [0028] На Фіг. 3 показано отриману за оберненого розсіюння електронів (BSE) мікрофотографію мікроструктури прокованої та повільно охолодженої заготовки із сплаву титану з альфа-бета-структурою згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

[0029] На Фіг. 4 показано BSE-мікрофотографію мікроструктури прокованого та повільно охолодженого сплаву титану з альфа-бета-структурою згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

50 [0030] На Фіг. 5 показано отриману методом дифракції обернено-розсіяних електронів (EBSD) мікрофотографію прокованого та повільно охолодженого сплаву титану з альфа-бета фазою згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

55 [0031] На Фіг. 6A показано BSE-мікрофотографію мікроструктури прокованого та повільно охолодженого сплаву титану з альфа-бета фазою згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації даного винаходу, а на Фіг. 6B показано BSE мікрофотографію мікроструктури прокованого та повільно охолодженого сплаву титану з альфа-бета фазою згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації, показаним на Фіг. 6A, який було додатково проковано та відпалено згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

60 [0032] На Фіг. 7 показано EBSD-мікрофотографію прокованого та повільно охолодженого сплаву титану з альфа-бета фазою, який було додатково проковано та відпалено згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

[0033] На Фіг. 8 показано EBSD-мікрофотографію прокованого та повільно охолодженого сплаву титану з альфа-бета фазою, який було додатково проковано та відпалено згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

5 [0034] На Фіг. 9А показано EBSD-мікрофотографію зразка із Прикладу 2, який представляє собою прокований та повільно охолоджений сплав титану з альфа-бета фазою, який було додатково проковано та відпалено згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

[0035] На Фіг. 9В показано діаграму, що показує концентрацію зерен з конкретним розміром зерна у зразку із Прикладу 2, показаного на Фіг. 9А;

10 [0036] На Фіг. 9С показано діаграму розподілу розорієнтації меж зерна альфа- фази у зразку із Прикладу 2, показаному на Фіг. 9А;

[0037] На Фіг. 10А і 10В показано BSE-мікрофотографії відповідно першого та другого прокованих та відпалених зразків;

[0038] На Фіг. 11 показано EBSD-мікрофотографію першого зразка із Прикладу 3;

15 [0039] На Фіг. 12 показано EBSD-мікрофотографію другого зразка із Прикладу 3;

[0040] На Фіг. 13А показано EBSD-мікрофотографію другого зразка із Прикладу 3;

[0041] На Фіг. 13В показано діаграму відносної кількості альфа-зерен з конкретним розміром зерна у зразку із Прикладу 3;

20 [0042] На Фіг. 13С показано діаграму розподілу розорієнтації меж зерна альфа- фази в зразку із Прикладу 3;

[0043] На Фіг. 14А показано EBSD-мікрофотографію другого зразка із Прикладу 3;

[0044] На Фіг. 14В показано діаграму відносної кількості альфа-зерен з конкретним розміром зерна у зразку із Прикладу 3;

25 [0045] На Фіг. 14С показано діаграму розподілу розорієнтації меж зерна альфа- фази в зразку із Прикладу 3;

[0046] На Фіг. 15 показано BSE-мікрофотографію мікроструктури прокованого та повільно охолодженого сплаву титану з альфа-бета фазою, який було додатково проковано згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

30 [0047] На Фіг. 16 показано EBSD-мікрофотографію прокованого та повільно охолодженого сплаву титану з альфа-бета фазою, який було додатково проковано згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

[0048] На Фіг. 17А показано EBSD-мікрофотографію зразка із Прикладу 4, який представляє собою прокований та повільно охолоджений сплав титану з альфа-бета фазою, який було додатково проковано згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

35 [0049] На Фіг. 17В показано діаграму, що показує концентрацію зерен з конкретним розміром зерна в зразку із Прикладу 4, показаному на Фіг. 17А;

[0050] На Фіг. 17С показано діаграму розподілу розорієнтації меж зерен альфа- фази в зразку із Прикладу 4, показаному на Фіг. 17А;

40 [0051] На Фіг. 18 показано EBSD-мікрофотографію прокованого та повільно охолодженого сплаву титану з альфа-бета фазою, який було додатково проковано згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

[0052] На Фіг. 19А показано EBSD-мікрофотографію зразка із Прикладу 4, який являє собою прокований та повільно охолоджений сплав титану з альфа-бета фазою, який було додатково проковано згідно із одним необмежуючим варіантом реалізації способу даного винаходу;

45 [0053] На Фіг. 19В показано діаграму, що показує концентрацію зерен з конкретним розміром зерна в зразку із Прикладу 4, показаному на Фіг. 19А; і

[0054] На Фіг. 19С показано діаграму розподілу розорієнтації меж зерна альфа- фази в зразку із Прикладу 4, показаному на Фіг. 19А;

50 [0055] Читач зможе оцінити вищеописані та інші особливості даного винаходу після розгляду наведеного далі детального опису деяких необмежуючих варіантів реалізації даного винаходу.

Детальний опис деяких необмежуючих варіантів реалізації

55 [0056] Варто розуміти, що деякі описи представлених у даній заявці варіантів реалізації було спрощено для пояснення тільки тих елементів, особливостей і аспектів, які безпосередньо стосуються чіткого розуміння описаних варіантів реалізації, тоді як опис інших елементів, особливостей і аспектів для ясності було опущено. Фахівцям у даній області техніки після розгляду опису представлених варіантів реалізації стане зрозуміло, що для конкретного виконання або застосування описаних варіантів реалізації переважними можуть виявитися інші елементи та/або особливості. Проте, оскільки після розгляду даного опису представлених

60 варіантів реалізації такі інші елементи та/або особливості можуть бути легко встановлені та

реалізовані фахівцями у даній області техніки і, таким чином, не є необхідними для повного розуміння описаних варіантів реалізації, опис таких елементів і/або особливостей не було наведено у даній заявці. Також, варто розуміти, що опис, наведений у даній заявці, є просто прикладом, ілюструє описані варіанти реалізації і не обмежує об'єму захисту даного винаходу,

[0057] Крім того, будь-який числовий діапазон, наведений у даній заявці, містить в собі всі піддіапазони, які входять до його складу. Наприклад, діапазон "1 - 10" містить в собі всі піддіапазони між (і включаючи) вказаним мінімальним значенням 1 і вказаним максимальним значенням 10, тобто такі, що містять мінімальне значення, рівне або більше 1, і максимальне значення, рівне або менше 10. Будь-яке максимальне числове обмеження, вказане у даній заявці, включає всі менші числові обмеження, які входять до його складу, а будь-яке мінімальне числове обмеження, вказане у даній заявці, включає всі більші числові обмеження, які входять до його складу. Відповідно, Заявники залишають за собою право на виправлення опису даного винаходу, включаючи пункти доданої формули винаходу, з метою однозначного визначення будь-якого піддіапазону, який входить у рамки діапазонів, однозначно визначених у даній заявці. Усі такі діапазони за визначенням розкриті у даній заявці та, таким чином, виправлення з метою однозначного визначення будь-яких таких піддіапазонів відповідає вимогам Закону 35 Зводу законів США, § 112, Стаття перша, і Закону 35 Зводу законів США, § 132 (a).

[0058] Граматичні терміни "один" і "деякий", при вживанні у даному описі, включають у себе "щонайменше один" або "один або більшу кількість", якщо не вказано інше. Таким чином, ці терміни використовують у даному описі для позначення щонайменше одного, не лише одного (тобто, "щонайменше одного") із граматичних об'єктів. Наприклад, термін "компонент" означає один або більшу кількість елементів, і, таким чином, більше ніж один елемент, може бути розглянутим та використаним або реалізованим при здійсненні описаних варіантів реалізації.

[0059] Усі відсоткові кількості та співвідношення розраховані на основі загальної маси конкретної композиції металевого матеріалу, якщо не вказано інше.

[0060] Будь-які патенти, публікації або інший описовий матеріал, про які говориться, що вони в повному об'ємі або частково включені у дану заявку за допомогою посилання, включені у дану заявку тільки в тих випадках, коли включений матеріал не суперечить визначенням, твердженням або іншому описовому матеріалу, наведеному у даній заявці. Отже, і в тих випадках, коли це необхідно, наведений у даній заявці опис винаходу виключає будь-який суперечливий матеріал, включений у дану заявку за допомогою посилання. Будь-який матеріал або його частина, про який говориться, що він включений у дану заявку за допомогою посилання, але який суперечить визначенням, твердженням або іншому описовому матеріалу, наведеному у даній заявці, включений тільки в тій мірі, за якої не виникає протиріч між цим включеним матеріалом і даним описовим матеріалом.

[0061] Даний винахід містить описи різних варіантів реалізації. Варто розуміти, що всі описані у даній заявці варіанти реалізації представляють собою приклади та є ілюстративними та необмежуваними. Таким чином, винахід не обмежений представленим описом різних прикладів, а також ілюстративних і необмежуваних варіантів реалізації. Точніше, винахід обмежений виключно пунктами доданої формули винаходу, які можуть бути виправлені для представлення будь-яких особливостей, однозначно або за визначенням описаних у даній заявці або інакше однозначно або за визначенням установлених даним винаходом.

[0062] Згідно із одним аспектом даного винаходу на Фіг. 1 показано блок-схему деяких необмежуваних варіантів реалізації способу 100 подрібнення розміру зерна альфа-фази в двофазному титановому сплаві з альфа-бета-структурою згідно із даним винаходом. На Фіг. 2 схематично показано ілюстрацію мікроструктури 200, отриманої в результаті етапів обробки згідно із даним винаходом. В одному не обмежувачому варіанті реалізації даного винаходу спосіб 100 подрібнення розміру зерна альфа-фази в двофазному титановому сплаві з альфа-бета-структурою включає етап 102, згідно з яким забезпечують двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою, що містить ламелярну мікроструктуру 202 альфа-фази. Фахівцєві відомо, що ламелярну мікроструктуру 202 альфа-фази отримують у результаті бета- теплової обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою з подальшим загартуванням. В одному не обмежувачому варіанті реалізації двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою піддають бета-тепловій обробці та загартуванню на етапі 104 для створення ламелярної мікроструктури 202 альфа- фази. В одному не обмежувачому варіанті реалізації бета-теплова обробка сплаву додатково включає обробку сплаву за температури бета-теплової обробки. У ще одному не обмежувачому варіанті реалізації обробка сплаву за температури бета- теплової обробки включає щонайменше одну дію з кування вальцюванням, плющення, прокатки начорно, кування у відкритому штампі, кування з матричними штампами, пресового



кування, автоматичного гарячого кування, радіального кування, кування осадкою, кування витягуванням і багатовісного кування.

[0063] Як показано на Фіг. 1 і 2, необмежувачий варіант реалізації способу 100 подрібнення розміру зерна альфа-фази в двофазному титановому сплаві з альфа- бета структурою включає етап 106 обробки сплаву за першої температури обробки, що знаходиться в межах першого діапазону температур. Варто розуміти, що сплав можна оброблювати куванням один або більшу кількість разів у першому діапазоні температур, а можна оброблювати куванням за однієї або більшої кількості температур, що знаходяться в першому діапазоні температур. Згідно із одним необмежувачим варіантом реалізації, якщо сплав потрібно оброблювати більше одного разу за температури із першого діапазону температур, у першу чергу вказаний сплав оброблюють за нижчої температури в першому діапазоні температур, а після цього оброблюють за більш високої температури в першому діапазоні температур. В одному не обмежувачому варіанті реалізації, якщо сплав потрібно оброблювати більше одного разу за температури в першому діапазоні температур, у першу чергу вказаний сплав оброблюють за більш високої температури в першому діапазоні температур, а потім оброблюють за нижчої температури в першому діапазоні температур. Перший діапазон температур знаходиться в області альфа-бета фази двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою. Згідно із одним необмежувачим варіантом реалізації перший діапазон температур є діапазоном температур, обробка за температур якого призводить до утворення мікроструктури, яка містить основні глобулярні частинки альфа-фази. Вираз "основні глобулярні частинки альфа-фази", вживаний у даній заявці, в цілому відноситься до рівновісних частинок, які містять шестикутну алотропічну модифікацію альфа-фази з щільною упаковкою металевго титану, яка формується після обробки за першої температури обробки згідно із даним винаходом, або яку можна сформувати будь-яким іншим термомеханічним способом, який відомий фахівцям на даний момент або буде відомим згодом. Згідно із одним необмежувачим варіантом реалізації перший діапазон температур відноситься до більш високого домену області альфа-бета фази. У конкретному необмежувачому варіанті реалізації перший діапазон температур простягається від температури на 300 °F (168 °C) нижче за температуру бета-переходу до температури на 30 °F (16,8 °C) нижче за температуру бета-переходу сплаву. Варто розуміти, що обробка на етапі 104 сплаву за температур у межах першого діапазону температур, які можуть бути відносно високими в області альфа- бета фази, призводить до створення мікроструктури 204, що містить основні глобулярні частинки альфа-фази.

[0064] Вживаний у даній заявці термін "обробка" відноситься до термомеханічної обробки або термомеханічної підготовки ("TMP"). Термін "термомеханічна обробка" визначений у даній заявці як такий, що в цілому охоплює різні способи формування металевго матеріалу, об'єднує керовані тепловий і деформаційний способи обробки для досягнення синергетичних ефектів, таких як, наприклад і без обмеження, підвищення міцності без втрати ударної в'язкості. Таке визначення термомеханічної обробки сумісне зі значенням, представленим, наприклад, у "Довіднику по матеріалах Американського суспільства металознавства (ASM)" [(ASM Materials Engineering Dictionary), J.R. Davis, вид-во "ASM International" (1992), стор. 480]. Крім того, вживані у даній заявці терміни "кування", "пресове кування на відкритому штампі", "кування осадкою", "кування витягуванням" і "радіальне кування" відносяться до форм термомеханічної обробки. Вживаний у даній заявці термін "пресове кування на відкритому штампі" відноситься до кування металевго матеріалу між штампами, в яких течія матеріалу не обмежена виключно механічним або гідравлічним тиском, що супроводжується поодиноким робочим ходом пресу в кожному циклі роботи штамп. Це визначення пресового кування відкритим штампом сумісно зі значенням, визначеним, наприклад, у "Довіднику по матеріалах Американського суспільства металознавства (ASM)" [(ASM Materials Engineering Dictionary), J.R. Davis, вид-во "ASM International" (1992), стор. 298 і 343]. Вживаний у даній заявці термін "радіальне кування" відноситься до способу, згідно з яким використовують дві або більшу кількість рухомих ковадл або штампів для виготовлення поковків із сталими діаметрами або з діаметрами, що змінюються вздовж довжини поковків. Це визначення радіального кування сумісне зі значенням, указаним, наприклад, у "Довіднику по матеріалах Американського суспільства металознавства (ASM)" [(ASM Materials Engineering Dictionary), J.R. Davis, вид-во "ASM International" (1992), стор. 354]. Вживаний у даній заявці термін "кування осадкою" відноситься до кування заготовки у відкритому штампі таким чином, що довжина заготовки в цілому зменшується, а поперечний переріз заготовки в цілому збільшується. Вживаний у даній заявці термін "кування витягуванням" відноситься до кування заготовки у відкритому штампі таким чином, що довжина заготовки в цілому збільшується, а поперечний переріз заготовки в цілому зменшується. Фахівці легко зрозуміють значення декількох вищезгаданих термінів.

[0065] В одному необмежуючому варіанті реалізації способів згідно із даним винаходом двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою вибрано із сплавів: Ti-6Al-4V (UNS R56400), ELI Ti-6Al-4V (UNS R56401), Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (UNS R54620), Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (UNS R56260) і Ti-4Al-2,5V-1,5Fe (UNS 54250; ATI 425®). В іншому не обмежуючому варіанті реалізації способів згідно із даним винаходом двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою вибрано із сплавів: Ti-6Al-4V (UNS R56400) і ELI Ti-6Al-4V (UNS R56401). У конкретному необмежуючому варіанті реалізації способів згідно із даним винаходом двофазний титановий сплав із альфа- бета структурою представляє собою сплав Ti-4Al-2,5V-1,5Fe (UNS 54250).

[0066] Після обробки на етапі 106 за першої температури обробки в першому діапазоні температур сплав повільно охолоджують на етапі 108 від першої температури обробки. У результаті повільного охолодження сплаву від першої температури обробки мікроструктура, що містить основну глобулярну альфа-фазу, зберігається та не перетворюється на допоміжні ламелярні альфа-фази, як це зазвичай відбувається після швидкого охолодження або загартування, як описано в патенті EP'429, розглянутому вище. Припускається, що мікроструктура, сформована із глобуляризованих частинок альфа-фази, має кращу пластичність за знижених температур кування ніж мікроструктура, що містить ламелярну альфа-фазу.

[0067] Вживані у даній заявці терміни "повільно охолоджений" та "повільне охолодження" відносяться до охолодження заготовки із швидкістю охолодження не більшою ніж 5 °F (2,8 °C) на хвилину. варіантом одному необмежуючому варіанті реалізації повільне охолодження 108 включає охолодження печі із заздалегідь визначеною швидкістю, не більшою ніж 5 °F (2,8 °C) на хвилину. Варто розуміти, що повільне охолодження згідно із даним винаходом може включати повільне охолодження до кімнатної температури або повільне охолодження до нижньої температури обробки, за якої повинна відбуватися подальша обробка сплаву. В одному необмежуючому варіанті реалізації повільне охолодження включає переміщення двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою з камери печі з першою температурою обробки в камеру печі з другою температурою обробки. В конкретному не обмежуючому варіанті реалізації, якщо діаметр заготовки більше 12 дюймів (305 мм), або дорівнює 12 дюймам (305 мм), а заготовка має достатню теплову інерцію, повільне охолодження включає переміщення двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою з камери печі з першою температурою обробки в камеру печі з другою температурою обробки. Друга температура обробки описана далі у даній заявці.

[0068] Перед повільним охолодженням на етапі 108 В одному необмежуючому варіанті реалізації сплав можна термічно оброблювати на етапі 110 за температури термічної обробки в першому діапазоні температур. В конкретному необмежуючому варіанті реалізації термообробки на етапі 110 діапазон температури термічної обробки охоплює діапазон температури від температури 1600 °F (871 °C) до температури, яка є на 30 °F (16,7 °C) меншою за температуру бета-переходу сплаву. В одному необмежуючому варіанті реалізації термообробка на етапі 110 включає нагрівання до температури термічної обробки та витримку заготовки за температури термічної обробки. В одному необмежуючому варіанті реалізації термообробки на етапі 110 заготовку витримують за температури термічної обробки впродовж часу термообробки від 1 години до 48 годин. Припускається, що така термообробка сприяє завершенню глобуляризації основних частинок альфа-фази. В одному необмежуючому варіанті реалізації після повільного охолодження на етапі 108 або термообробки на етапі 110 мікроструктура двофазного титанового сплаву з альфа- бета структурою містить щонайменше 60 об'ємних відсотків фракції альфа-фази, причому альфа-фаза містить глобулярні основні частинки альфа-фази або складається з глобулярних основних частинок альфа-фази.

[0069] Вважається, що мікроструктуру двофазного титанового сплаву з альфа- бета структурою, що включає мікроструктуру, яка містить глобулярні основні частинки альфа-фази, можна сформувати способом, який відрізняється від вищеописаного. В такому разі, необмежуючий варіант реалізації способу згідно із даним винаходом включає використання на етапі 112 двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою, що включає мікроструктуру, яка містить глобулярні основні частинки альфа-фази або складається з глобулярних основних частинок альфа- фази.

[0070] В необмежуючих варіантах реалізації після обробки на етапі 106 за першої температури обробки та повільного охолодження на етапі 108 або після термообробки на етапі 110 та повільного охолодження на етапі 108 сплав оброблюють на етапі 114 один або більшу кількість разів за другої температури обробки в другому діапазоні температур і, у разі потреби, проковують за однієї або більшої кількості температур у другому діапазоні температур. В

одному необмежуючому варіанті реалізації, якщо сплав потрібно оброблювати більше одного разу в другому діапазоні температур, вказаний сплав у першу чергу оброблюють за нижчої температури в другому діапазоні температур, а потім оброблюють за більш високої температури в другому діапазоні температур. Припускається, що якщо заготовку спочатку оброблено за нижчої температури в другому діапазоні температур, а потім оброблено за більш високої температури в другому діапазоні температур, її рекристалізація буде поліпшеною. В іншому необмежуючому варіанті реалізації, якщо сплав потрібно оброблювати більше одного разу за температури в першому діапазоні температур, у першу чергу вказаний сплав оброблюють за більш високої температури в першому діапазоні температур, а потім оброблюють за нижчої температури в першому діапазоні температур. Друга температура обробки є нижчою за першу температуру обробки, а другий діапазон температур знаходиться в області альфа-бета фази двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою. В конкретному необмежуючому варіанті реалізації другий діапазон температур простягається від 600 °F (336 °C) нижче за температуру бета-переходу до 350 °F (196 °C) нижче за температуру бета-переходу. і можна проковувати за однієї або більшої кількості температур у першому діапазоні температур.

[0071] В одному необмежуючому варіанті реалізації після обробки на етапі 114 за другої температури обробки сплав охолоджують від другої температури обробки. Після обробки на етапі 114 за другої температури обробки сплав можна охолоджувати з будь-якою швидкістю охолодження, включаючи, без обмежень, швидкості охолодження, які можна забезпечити будь-яким способом із охолодження печі, повітряного охолодження та загартування в рідині, які відомі фахівцям. Варто розуміти, що охолодження може включати охолодження до кімнатної температури або до наступної температури обробки, за якої заготовку потрібно додатково оброблювати, такої як третя температура обробки або наступна знижена четверта температура обробки, як описано далі. Також варто розуміти, що В одному необмежуючому варіанті реалізації, якщо після обробки сплаву за другої температури обробки досягнуто необхідного ступеня подрібнення зерна, додаткової обробки сплаву не потрібно.

[0072] Згідно із необмежуваними варіантами реалізації після обробки на етапі 114 за другої температури обробки сплав оброблюють на етапі 116 за третьої температури обробки або оброблюють один або більшу кількість разів за однієї або більшої кількості третіх температур обробки. В одному необмежуючому варіанті реалізації третя температура обробки може бути кінцевою температурою обробки в третьому діапазоні робочих температур. Третя температура обробки є нижчою за другу температуру обробки, а третій діапазон температур знаходиться в області альфа-бета фази двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою. В конкретному необмежуючому варіанті реалізації третій діапазон температур простягається від 1000 °F (538 °C) до 1400 °F (760 °C). В одному необмежуючому варіанті реалізації після обробки сплаву на етапі 116 за третьої температури обробки необхідний подрібнений розмір зерна альфа-фази вважається досягнутим. Після обробки на етапі 116 за третьої температури обробки сплав можна охолоджувати з будь-якою швидкістю охолодження, включаючи, без обмежень, швидкості охолодження, які можна забезпечити будь-яким способом із охолодження печі, повітряного охолодження та загартування в рідині, які відомі фахівцям.

[0073] Як показано на Фіг. 1 і 2, без заглиблення у будь-яку конкретну теорію, припускається, що у результаті обробки на етапі 106 двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за відносно високої температури в області альфа-бета фази та можливої термообробки на етапі 110, супроводжуваної повільним охолодженням на етапі 108, мікроструктура сплаву перетворюється з мікроструктури, що містить в основному ламелярну мікроструктуру 202 альфа-фази, на мікроструктуру 204 глобуляризованих частинок альфа-фази. Варто розуміти, що деякі кількості титану з бета-фазою, тобто деякі кількості фазової алотропічної модифікації титану з фазою, що має об'ємно-центровану кубічну структуру, можуть бути присутніми між ламелами альфа-фази або між основними частинками альфа-фази. Кількість титану бета-фази, присутнього в двофазному титановому сплаві з альфа-бета-структурою після будь-яких етапів обробки та охолодження передусім залежить від концентрації стабілізуючих елементів бета-фази, присутніх у конкретному двофазному титановому сплаві з альфа-бета-структурою, що добре відомо фахівцям. Слід зауважити, що мікроструктуру 202 ламелярної альфа-фази, яка згодом перетворюється на основні глобуляризовані альфа-частинки 204, можна створити у результаті бета-теплової обробки та загартування сплаву на етапі 104 до обробки сплаву за першої температури обробки та загартування, як описано вище.

[0074] Глобуляризована мікроструктура 204 альфа-фази слугує вихідною заготовкою для подальшої обробки за зниженої температури. Глобуляризована мікроструктура 204 альфа-фази в цілому має кращу пластичність ніж ламелярна мікроструктура 202 альфа-фази. Не зважаючи

на те, що деформація, необхідна для рекристалізації та подрібнення глобулярних частинок альфа-фази, може бути більшою за деформацію, необхідну для глобуляризації ламелярних мікроструктур альфа-фази, мікроструктура 204 глобулярних частинок альфа-фази має також набагато кращу пластичність, особливо під час обробки за низьких температур. В одному  
 5 необмежуючому варіанті реалізації, описаним у даній заявці, в якому обробка включає кування, найкраща пластичність спостерігається навіть за помірних швидкостей кування з відкритим штампом. Іншими словами, результат деформації при куванні, забезпечений найкращою пластичністю за помірних швидкостей кування сплаву з мікроструктурою 204 з глобуляризованою альфа-фазою, перевищує вимоги до деформації, необхідної для  
 10 подрібнення розміру зерна альфа-фази, наприклад, зниження швидкості кування, та може призвести до поліпшення результуючої продукції та зниження часу кування.

[0075] Без зв'язку з будь-якою конкретною теорією, припускається також, що оскільки мікроструктура 204 з глобуляризованими частинками альфа-фази має більш високу пластичність ніж мікроструктура 202 з ламелярною альфа-фазою, розмір зерна альфа-фази  
 15 можна зменшити з використанням послідовності знижених температур обробки згідно із даним винаходом (наприклад, на етапах 114 і 116) для збудження хвиль керованої рекристалізації та росту зерен у глобулярних частинках 204, 206 альфа-фази. Наприкінці в двофазних титанових сплавах із альфа-бета-структурою, оброблених згідно із необмежуючими варіантами реалізації, описаними у даній заявці, основні частинки альфа-фази, створені при глобуляризації,  
 20 досягнутої у результаті першої обробки на етапі 106 та охолодження на етапі 108, не є самі по собі дрібними або наддрібними, а швидше містять велику кількість рекристалізованих від дрібних до наддрібних зерен 208 альфа-фази або складаються із них.

[0076] Як показано на Фіг. 1, необмежуючий варіант реалізації способу подрібнення зерен альфа-фази згідно із даним винаходом включає додаткове відпалювання або повторне нагрівання на етапі 118 після обробки сплаву на етапі 114 за другої температури обробки та  
 25 перед обробкою сплаву на етапі 116 за третьої температури обробки. Додаткове відпалювання на етапі 118 включає нагрівання сплаву до температури нагрівання при відпалюванні в діапазоні температур відпалювання від 500 °F (280 °C) нижче за температуру бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до 250 °F (140 °C) нижче за  
 30 температуру бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою при тривалості відпалювання від 30 хвилин до 12 годин. Варто розуміти, що можна використовувати коротші часи при виборі більш високих температур, і можна використовувати триваліші періоди відпалювання при виборі знижених температур. Припускається, що відпалювання збільшує рекристалізацію, втім, за рахунок деякого огрублення зерна, яке зрештою сприяє подрібненню  
 35 зерна альфа-фази.

[0077] В необмежуючих варіантах реалізації сплав можна повторно нагрівати до температури обробки перед будь-яким етапом обробки сплаву. Згідно із одним із варіантів реалізації будь-який з етапів обробки може включати багаторазові етапи обробки, такі як,  
 40 наприклад, багаторазові етапи кування витягуванням, багаторазові етапи кування осадкою, будь-яку комбінацію кування осадкою та кування витягуванням, будь-яку комбінацію багаторазових етапів кування осадкою та багаторазових етапів кування витягуванням, а також радіального кування. При будь-якому способі подрібнення розміру зерна альфа-фази згідно із даним винаходом сплав можна повторно нагрівати до температури обробки між будь-якими етапами обробки або кування за цієї температури обробки. В одному необмежуючому варіанті реалізації повторне нагрівання до температури обробки включає нагрівання сплаву до  
 45 необхідної температури обробки та витримку сплаву за цієї температури впродовж періоду від 30 хвилин до 6 годин. Варто розуміти, що якщо заготовку витягнули з печі на тривалий період часу, такий як 30 хвилин або більше, для проміжного кондиціонування, такого як, наприклад, підрізування кінців, тривалість повторного нагрівання може бути збільшена більш ніж на  
 50 6 годин, наприклад до 12 годин, або на термін, який, як відомо кваліфікованому фахівцеві-практикові, є достатнім для повторного нагрівання усієї заготовки до необхідної температури обробки. В одному необмежуючому варіанті реалізації повторне нагрівання до температури обробки включає нагрівання сплаву до необхідної температури обробки та витримку сплаву за цієї температурі впродовж періоду від 30 хвилин до 12 годин.

[0078] Після обробки на етапі 114 за другої температури обробки сплав оброблюють на етапі 116 за третьої температури обробки, який може бути кінцевим етапом обробки, як описано вище. В одному необмежуючому варіанті реалізації обробка на етапі 116 за третьої температури включає радіальне кування. Якщо попередні етапи обробки включають кування у відкритому пресі, вказане кінцеве кування у відкритому пресі вносить збільшену деформацію в  
 60 центральну область заготовки, як описано у патентній заявці США № 13/792,285, яка

знаходиться на спільному розгляді та повністю включена у дану заявку за допомогою посилання. Помічено, що радіальне кування забезпечує поліпшене кінцеве регулювання розміру та надає збільшену деформацію поверхневій області заготовки із сплаву таким чином, що деформація у поверхневій області прокованої заготовки може бути порівняна з

5 деформацією у центральній області прокованої заготовки.

[0079] Згідно із іншим аспектом даного винаходу необмежуючі варіанти реалізації способу подрібнення розміру зерна альфа-фази в двофазному титановому сплаві з альфа-бета-структурою включають етап, згідно з яким виконують кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури кування або кування більше одного разу за

10 однієї або більшої кількості температур кування в першому діапазоні температур кування. Кування сплаву за першої температури кування або за однієї або більшої кількості перших температур кування включає щонайменше один прохід кування осадкою та кування витягуванням. Перший діапазон температур кування включає діапазон температур від 300 °F (168 °C) нижче за температуру бета-переходу до температури на 30 °F (16,8 °C) нижче за

15 температуру бета-переходу сплаву. Після кування за першої температури кування та можливого відпалювання сплав повільно охолоджують від першої температури кування.

[0080] Сплав кують один раз або більше одного разу за другої температури кування або за однієї або більшої кількості других температур кування в межах другого діапазону температур кування. Кування сплаву за другої температури кування включає щонайменше один прохід

20 кування осадкою та кування витягуванням. Другий діапазон температур кування протягається від 600 °F (336 °C) нижче за температуру бета-переходу сплаву до 350 °F (196 °C) нижче за температуру бета-переходу сплаву.

[0081] Сплав кують один раз або більше одного разу за третьої температури кування або за однієї або більшої кількості третіх температур кування в межах третього діапазону температур кування. В одному необмежуючому варіанті реалізації третя операція кування є остаточною операцією кування в третьому діапазоні температур кування. В одному необмежуючому варіанті реалізації кування сплаву за третьої температури кування включає радіальне кування. Третій

25 діапазон температур кування охоплює діапазон температур від 1000 °F (538 °C) до 1400 °F (760 °C), а третя температура кування є нижчою за другу температуру кування.

[0082] В одному необмежуючому варіанті реалізації після кування за другої температури кування та до кування за третьої температури кування сплав кують за однієї або більшої кількості четвертих температур кування, що поступово знижуються. Одна або більша кількість четвертих температур кування, що поступово знижуються, є нижчою за другу температуру кування. Кожна з четвертих температур обробки є нижчою за четверту температуру обробки,

35 що безпосередньо передують, якщо такі є.

[0083] В одному необмежуючому варіанті реалізації операція кування у високотемпературній альфа-бета області, тобто, кування за першої температури кування, призводить до утворення діапазону основних глобуляризованих частинок альфа-фази розміром від 15 мкм до 40 мкм. Другий спосіб кування розпочинається з багаторазових операцій кування, повторного нагрівання та відпалювання, наприклад, з від однієї до трьох операцій осадки та витягування за температури від 500 °F (280 °C) нижче за температуру бета-переходу до 350 °F (196 °C) нижче за температуру бета-переходу, супроводжуваних багаторазовими операціями кування, повторного нагрівання та відпалювання, такими як 1-3 операції осадки та витягування за температур від 550 °F (308 °C) нижче за температуру бета-переходу до 400 °F (224 °C) нижче за

45 температуру бета-переходу. В одному необмежуючому варіанті реалізації заготовку можна повторно нагрівати між будь-якими з вказаних етапів кування. В одному необмежуючому варіанті реалізації на будь-якому етапі повторного нагрівання при другому способі кування сплав можна відпалювати за температури від 500 °F (280 °C) нижче за температуру бета-переходу до 250 °F (140 °C) нижче температури бета-переходу при тривалості відпалювання від

50 30 хвилин до 12 годин, причому при застосуванні коротших часів відпалювання потрібно вибирати більш високі температури, а за більш тривалих періодів відпалювання потрібно вибирати більш низькі температури, як це відомо фахівцям. В одному необмежуючому варіанті реалізації сплав можна піддавати куванню для зменшення розміру заготовки за температур від 600 °F (336 °C) нижче за температуру бета-переходу до 450 °F (252 °C) нижче за температуру

55 бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою. На цих етапах для кування можна використовувати канавочні штампи разом із мастильними композиціями, такими як, наприклад, листи нітриду бору або графіту. В одному необмежуючому варіанті реалізації сплав піддають радіальному куванню або в одній послідовності з 2-6 зменшень за температур від 1100 °F (593 °C) до 1400 °F (760 °C), або у багаторазових послідовностях із 2-6 зменшень із

60 повторними нагріваннями за температур, що починаються за температури не більше 1400 °F

(760 °C), та що зменшуються при кожному новому повторному нагріванні не менше ніж до 1000 °F (538 °C).

[0084] Згідно із іншим аспектом даного винаходу необмежуючий варіант реалізації способу подрібнення розміру зерна альфа-фази в двофазному титановому сплаві з альфа-бета-структурою включає кування двофазного титанового сплаву, що містить мікроструктуру глобуляризованих частинок альфа-фази, за вихідної температури кування в межах початкового діапазону температур кування. Кування сплаву за вихідної температури кування включає щонайменше один прохід кування осадкою та кування витягуванням. Початковий діапазон температур кування простягається від 500 °F (280 °C) нижче за температуру бета-переходу до 350 °F (196 °C) нижче за температуру бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою.

[0085] Сплав кують за кінцевої температури кування в межах кінцевого діапазону температур кування. Кування заготовки за кінцевої температури кування включає радіальне кування. Кінцевий діапазон температур кування простягається від 600 °F (336 °C) нижче температури бета-переходу до 450 °F (252 °C) нижче за температуру бета-переходу. Кінцева температура кування є нижчою ніж кожна з однієї або більшої кількості температур кування, що поступово знижуються.

[0086] Приклади, які наведені нижче, призначені для додаткового опису деяких необмежуючих варіантів реалізації без обмеження об'єму захисту даного винаходу. Фахівцям зрозуміло, що можливі зміни в наведених нижче прикладах потрапляють в об'єм захисту даного винаходу, визначеного виключно пунктами доданої формули винаходу.

#### Приклад 1

[0087] Заготовку, що містить сплав Ti-6Al-4V, нагрівали та кували за температури в першому інтервалі робочих температур згідно із відомими фахівцям у даній області техніки звичайними способами для формування переважно глобуляризованої основної альфа-мікроструктури. Потім заготовку нагрівали до температури 1800 °F (982 °C), яка знаходиться в першому діапазоні температур кування, впродовж 18 годин (згідно із етапом 110 на Фіг. 1). Потім заготовку повільно охолоджували в печі із швидкістю 100 °F (56 °C) на годину або 1,5-2 °F (0,84-1,12 °C) на хвилину до 1200 °F (649 °C), а потім охолоджували на повітрі до кімнатної температури. Мікрофотографії мікроструктури прокованого та повільно охолодженого сплаву, отримані методом оберненого розсіяння електронів (BSE), представлені на Фіг. 3 і 4.

[0088] На BSE-мікрофотографіях, показаних на Фіг. 3 і 4, видно, що після кування за відносно високої температури в області альфа-бета фази, що супроводжується повільним охолодженням, мікроструктура містить основні глобуляризовані частинки альфа-фази, що перемежаються бета-фазою. Області з сірим затінюванням на мікрофотографіях відносяться до середнього атомного номера та, таким чином, вказують на зміни хімічного складу, а також локальні зміни залежно від орієнтації кристалів. Області світлого кольору на мікрофотографіях відображають бета-фазу, збагачену ванадієм. Унаслідок відносно високого атомного номера ванадію бета-фаза зображена більш світлим відтінком сірого. Темніші області відповідають глобуляризованій альфа-фазі. На Фіг. 5 показано мікрофотографію, отриману методом дифракції обернено-розсіяних електронів (EBSD), того самого зразка сплаву, яка показує якість шаблону дифракції. Знову таки, світлі області відображають бета-фазу, оскільки вона має чіткіші дифракційні контури в цих експериментах, а темні області відображають альфа-фазу, оскільки вона має менш чіткі дифракційні контури. Було помічено, що кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за відносно високої температури в області альфа-бета фази, що супроводжується повільним охолодженням, призводить до утворення мікроструктури, яка включає основні глобуляризовані частинки альфа-фази, що перемежаються бета-фазою.

#### Приклад 2

[0089] Дві заготовки у формі куба розміром 4 дюйми (101,6 мм) із матеріалу Ti- 6-4, виготовлені способом, подібним до описаного в Прикладі 1, нагрівали до 1300 °F (704 °C) та кували в двох циклах (6 ударів до висоти 3,5 дюйми (88,9 мм)) за допомогою досить високошвидкісного усебічного кування на відкритому штампі, яке виконували зі швидкостями деформації приблизно 0,1-1 с-1 для досягнення

деформації в центральній області щонайменше у 3. Удари були розділені паузами 15 сек, щоб деякою мірою погасити адіабатичне нагрівання. Далі заготовки відпалювали за температури 1450 °F (788 °C) протягом майже 1 години, а потім переміщували в піч із температурою 1300 °F (704 °C) для томління протягом приблизно 20 хвилин. Нарешті, першу заготовку охолоджували на повітрі. Другу заготовку кували, знову таки, у два цикли (по 6 ударів до висоти 3,5 дюйми (88,9 мм)) за допомогою досить високошвидкісного усебічного кування на

відкритому штампі, яке виконували зі швидкостями деформації приблизно 0,1-1 с<sup>-1</sup> для досягнення деформації в центральній області щонайменше у 3, тобто, ступінь повної деформації складав 6. Удари також були розділені паузами 15 сек, щоб деякою мірою погасити адіабатичне нагрівання. На Фіг. 6А і 6В показані отримані за методом BSE мікрофотографії відповідно першого та другого зразків після їх обробки. Знову таки, сірі області відносяться до середнього атомного номера та, таким чином, відображають зміни хімічного складу, а також локальні зміни відносно орієнтації кристалів. У зразку, показаному на Фіг. 6А і 6В, світлі області відображають бета-фазу, тоді як темні області відображають глобулярні частинки альфа-фази. Зміна тону сірих областей у глобуляризованій частинці альфа-фази відображає орієнтаційні зміни кристалів, такі як наявність субзерен і рекристалізованих зерен.

[0090] На Фіг. 7 і 8 показані отримані методом EBSD-мікрофотографії відповідно першого та другого зразків із Прикладу 2. Сірі області на цій мікрофотографії представляють якість дифракційних контурів EBSD. На цих EBSD- мікрофотографіях світлі області відображають бета-фазу, а темні області відображають альфа-фазу. Деякі з цих областей виглядають як темніші та заштриховані субструктури: вони представляють собою нерекристалізовані напружені області у початкових або основних альфа частинках. Ці області оточені зменшеними, рекристалізованими альфа-зернами без деформацій, які утворили зародки та росли у периферійній області цих альфа частинок. Найсвітліші невеликі зерна представляють собою рекристалізовані зерна бета-частинок, що знаходяться між альфа-частинками. На мікрофотографіях, показаних на Фіг. 7 і 8, видно, що в результаті кування глобуляризованого матеріалу, подібного до матеріалу зразка із Прикладу 1, основні глобуляризовані частинки альфа-фази починають рекристалізуватися у дрібніші зерна альфа-фази в межах початкових або основних глобуляризованих частинок.

[0091] На Фіг. 9А показано EBSD-мікрофотографію другого зразка із Прикладу 2. Сірі області на мікрофотографії дають уявлення про розміри альфа-зерна, а сірі області меж зерен вказують на їх розорієнтацію. На Фіг. 9В показано діаграму, яка відображає кількість альфа-зерен із конкретними розмірами у зразку, а на Фіг. 9С показано діаграму розподілу розорієнтації меж зерна альфа-фази у зразку. Як показано на Фіг. 9В, велика частина альфа-зерен, утворених у результаті кування глобуляризованого зразка із Прикладу 1, подальшого його відпалювання за температури 1450 °F (788 °C) та знову кування, є наддрібними, тобто, такими, що мають діаметр 1-5 мкм, причому вони по всьому зразку є тоншими, ніж зерна у першому зразку із Прикладу 2, одразу після відпалювання за температури 1450 °F (788 °C), яке забезпечує можливість невеликого росту зерна та помірну статичну прогресію рекристалізації.

#### Приклад 3

[0092] Дві заготовки у формі куба розміром 4 дюйми (101,6 мм) із сплаву ATI 425®, виготовлені способом, подібним до способу із Прикладу 1, нагрівали до 1300 °F (704 °C) та кували в одному циклі (3 удари до висоти 3,5 дюйми (88,9 мм)) за допомогою досить високошвидкісного усебічного кування на відкритому штампі, яке виконували зі швидкостями деформації приблизно 0,1-1 с<sup>-1</sup> для досягнення деформації в центральній області щонайменше у 1,5. Удари були розділені паузами 15 сек, щоб деякою мірою погасити адіабатичне нагрівання. Потім заготовки відпалювали за температури 1400 °F (760 °C) впродовж 1 години, а потім переміщували в піч із температурою 1300 °F (704 °C) для томління впродовж 30 хвилин. Нарешті, першу заготовку охолоджували на повітрі. Другу заготовку кували, знову таки, в один цикл (3 удари до висоти 3,5 дюйми (88,9 мм)) за допомогою досить високошвидкісного усебічного кування на відкритому штампі, яке виконували зі швидкостями деформації приблизно 0,1-1 с<sup>-1</sup> для досягнення деформації в центральній області щонайменше у 1,5, тобто, ступінь повної деформації складав 3. Удари також були розділені паузами 15 сек, щоб деякою мірою погасити адіабатичне нагрівання.

[0093] На Фіг. 10А і 10В показані отримані за методом BSE-мікрофотографії відповідно першого та другого кованих і відпалених зразків. Знову таки, сірі області відносяться до середнього атомного номера та, таким чином, відображають зміни хімічного складу, а також локальні зміни відносно орієнтації кристалів. У зразку, показаному на Фіг. 10А і 10В, світлі області відображають бета-фазу, тоді як темні області відображають глобулярні частинки альфа-фази. Зміна тону сірих областей у глобуляризованій частинці альфа-фази відображає орієнтаційні зміни кристалів, такі як наявність субзерен і рекристалізованих зерен.

[0094] На Фіг. 11 і 12 показані отримані методом EBSD-мікрофотографії відповідно першого та другого зразків із Прикладу 3. Сірі області на цій мікрофотографії представляють якість дифракційних контурів EBSD. На цих EBSD- мікрофотографіях світлі області відображають бета-фазу, а темні області відображають альфа-фазу. Деякі з цих областей виглядають як темніші та заштриховані субструктури: вони представляють собою нерекристалізовані

напружені області у початкових або основних альфа частинках. Ці області оточені зменшеними рекристалізованими альфа-зернами без деформацій, які утворили зародки та росли у периферійній області цих альфа частинок. Найсвітліші невеликі зерна представляють собою рекристалізовані зерна бета-частинок, що знаходяться між альфа-частинками. На мікрофотографіях, показаних на Фіг. 11 і 12, видно, що в результаті кування глобуляризованого матеріалу, подібного до матеріалу зразка із Прикладу 1, основні глобуляризовані частинки альфа-фази починають рекристалізуватися у дрібніші зерна альфа-фази в межах початкових або основних глобуляризованих частинок.

[0095] На Фіг. 13А показано EBSD-мікрофотографію першого зразка із Прикладу 3. Сірі області на мікрофотографії дають уявлення про розміри альфа-зерна, а сірі області меж зерен вказують на їх розорієнтацію. На Фіг. 13В показано діаграму, яка відображає кількість альфа-зерен із конкретними розмірами у зразку, а на Фіг. 13С показано діаграму розподілу розорієнтації меж зерна альфа-фази у зразку. Як показано на Фіг. 13В, альфа-зерна, отримані в результаті кування глобуляризованого зразка із Прикладу 1 та подальшого його відпалювання за температури 1400 °F (760 °C), рекристалізації та росту під час відпалювання, в результаті характеризуються широким розподілом альфа-зерен за розмірами, в якому велика частина зерен є дрібними, тобто, мають діаметр 5-15 мкм.

[0096] На Фіг. 14А показано EBSD-мікрофотографію другого зразка із Прикладу 3, причому сірі області на мікрофотографії дають уявлення про розміри альфа-зерна, а сірі області меж зерен вказують на їх розорієнтацію. На Фіг. 14В показано діаграму, яка відображає кількість альфа-зерен із конкретними розмірами у зразку, а на Фіг. 14С показано діаграму розподілу розорієнтації меж зерна альфа-фази у зразку. Як показано на Фіг. 14В, велика частина альфа-зерен, утворених у результаті кування глобуляризованого зразка із Прикладу 1, подальшого його відпалювання за температури 1400 °F (760 °C) та знову кування, є наддрібними, тобто, мають діаметр 1-5 мкм. Грубіші нерекристалізовані зерна є залишками зерен, які виростили в основному під час відпалювання. Це показує, що час і температуру відпалювання потрібно підбирати дуже точно для досягнення максимально повного ефекту, тобто, забезпечення можливості збільшення рекристалізованої фракції без надмірного зростання зерен.

#### Приклад 4

[0097] Заготовку діаметром 10 дюймів (254 мм) із матеріалу Ti-6-4, виготовлену способом, подібним до способу із Прикладу 1, додатково проковували чотирма циклами осадки та витягування за температур між 1450 °F (788 °C) і 1300 °F (704 °C), включаючи: по-перше, послідовність витягувань і повторних нагрівань за температури 1450 °F (788 °C) для зменшення діаметру до 7,5 дюймів (190,5 мм); по-друге, дві однакові послідовності осадок-витягувань з осадкою приблизно на 20% за температури 1450 °F (788 °C) і витягуванням до діаметру 7,5 дюймів (190,5 мм) за температури 1300 °F (704 °C); потім, по-третє, витягування зі зменшенням діаметру до 5,5 дюймів (139,7 мм) за температури 1300 °F (704 °C); потім, по-четверте, дві однакові послідовності осадок-витягувань з осадкою приблизно на 20% за температури 1400 °F (760 °C) і витягуванням зі зменшенням діаметру до 5,0 дюймів (127 мм) за температури 1300 °F (704 °C); і, нарешті, витягування зі зменшенням діаметру до 4 дюймів (101,6 мм) за температури 1300 °F (704 °C).

[0098] На Фіг. 15 показано BSE-мікрофотографію результуючого сплаву. Знову таки, сірі області відносяться до середнього атомного номера та, таким чином, відображають зміни хімічного складу, а також локальні зміни відносно орієнтації кристалів. У показаному на мікрофотографії зразку світлі області відображають бета-фазу, тоді як темні області відображають глобулярні частинки альфа-фази. Зміна тону сірих областей у глобуляризованій частинці альфа-фази відображає орієнтаційні зміни кристалів, такі як наявність субзерен і рекристалізованих зерен.

[0099] На Фіг. 16 показано EBSD-мікрофотографію зразка із Прикладу 4. Сірі області на цій мікрофотографії представляють якість дифракційних контурів EBSD. На мікрофотографії на Фіг. 16 видно, що в результаті кування глобуляризованого зразка із Прикладу 1 основні глобуляризовані частинки альфа-фази були рекристалізовані у дрібніші зерна альфа-фази в межах початкових або основних глобуляризованих частинок. Перетворення рекристалізації майже завершено, оскільки видно тільки невелику кількість областей, що лишилися нерекристалізованими.

[0100] На Фіг. 17А показано EBSD-мікрофотографію зразка із Прикладу 4. Сірі області на цій мікрофотографії дають уявлення про розміри зерна, а сірі області меж зерен вказують на їх розорієнтацію. На Фіг. 17В показано діаграму, яка відображає відносну концентрацію зерен із конкретними розмірами зерен, а на Фіг. 17С показано діаграму розподілу розорієнтації меж зерен альфа-фази. З діаграми на Фіг. 17В можна визначити, що після кування



глобуляризованого зразка із Прикладу 1 та додаткового кування з 4 осадками та витягуваннями за температури між 1450 °F (788 °C) і 1300 °F (704 °C), зерна альфа-фази є наддрібними (з діаметром 1-5 мкм).

#### Приклад 5

[0101] Повномасштабну болванку Ti-6-4 загартовували після виконання певних операцій кування в області бета-фази. Цю заготовку додатково проковували в цілому з 5 осадками та витягуваннями в наступному порядку: перші дві осадки та витягування виконували в першому діапазоні температур для ініціації процесу руйнування ламел і глобуляризації з утриманням розміру заготовки в діапазоні від приблизно 22 дюймів (558,8 мм) до приблизно 32 дюймів (812,8 мм) і діапазоні довжин або висот від приблизно 40 дюймів (1016 мм) до 75 дюймів (1905 мм). Потім заготовку відпалювали за температури 1750 °F (954 °C) впродовж 6 годин, після чого піч охолоджували до температури 1400 °F (760 °C) із швидкістю 100 °F (56 °C) на годину з метою отримання мікроструктури, подібної до мікроструктури зразка із Прикладу 1. Потім заготовку кували з 2 осадками та витягуваннями та повторним нагріванням до температури між 1400 °F (760 °C) і 1350 °F (732,22 °C), утримуючи її розмір в діапазоні від приблизно 22 дюймів (558,8 мм) до приблизно 32 дюймів (812,8 мм) з довжиною або висотою приблизно від 40 дюймів (1016 мм) до 75 дюймів (1905 мм). Потім виконували іншу осадку та витягування з повторним нагріванням до температури між 1300 °F (704 °C) і 1400 °F (760 °C) з утриманням розміру в діапазоні від приблизно 20 дюймів (508 мм) до приблизно 30 дюймів (762 мм) і довжини або висоти в діапазоні приблизно від 40 дюймів (1016 мм) до 70 дюймів (1778 мм). Потім виконували подальші витягування зі зменшенням діаметру до приблизно 14 дюймів (355,6 мм) з повторним нагріванням між 1300 °F (704 °C) і 1400 °F (760 °C). Процес включав деякі етапи кування з використанням канавочного штампу. Нарешті, заготовку піддавали радіальному куванню в діапазоні температур від 1300 °F (704 °C) до 1400 °F (760 °C) зі зменшенням діаметру до приблизно 10 дюймів (254 мм). Упродовж усього процесу проводили проміжні етапи кондиціонування та відрізання кінців для попередження утворення тріщин.

[0102] На Фіг. 18 показано EBSD-мікрофотографію результуючого зразка. Сірі області на цій мікрофотографії відображають якість дифракційних контурів EBSD. Як можна побачити з мікрофотографії, показаної на Фіг. 18, в результаті кування спочатку у верхній альфа-бета області, повільного охолодження і, потім, кування в нижній альфа-бета області основні глобуляризовані частинки альфа-фази починають рекристалізуватися у дрібніші зерна альфа-фази у початкових або основних глобуляризованих частинках. Слід зазначити, що в нижній альфа-бета області виконували тільки три цикли осадки та витягування, в протилежність Прикладу 3, в якому виконували чотири такі цикли осадки та витягування в цьому діапазоні температур. У даному випадку це призвело до зменшення фракції рекристалізації. Додаткова послідовність осадки та витягування могла б призвести до утворення мікроструктури, дуже близької до мікроструктури з Прикладу 3. Крім того, проміжне відпалювання під час послідовності етапів осадки та витягування в нижній області альфа-бета фази (етап 118 на Фіг. 1) могло б поліпшити рекристалізовану фракцію.

[0103] На Фіг. 19A показано EBSD-мікрофотографію зразка із Прикладу 5. Сірі області на цій мікрофотографії дають уявлення про розміри зерна, а сірі області меж зерен вказують на їх розорієнтацію. На Фіг. 19B показано діаграму, яка відображає відносну концентрацію зерен із конкретними розмірами зерен, а на Фіг. 19C показано діаграму орієнтації зерен альфа-фази. З діаграми на Фіг. 19B можна визначити, що після кування глобуляризованого зразка із Прикладу 1 та додаткового кування з 5 циклами осадки та витягування та відпалюванням за температур від 1750 °F (954 °C) до 1300 °F (704 °C) зерна альфа-фази повинні мати розмір від дрібного (5-15 мкм) до наддрібного (1-5 мкм в діаметрі).

[0104] Варто розуміти, що у даному описі показані лише ті аспекти винаходу, які сприяють чіткому розумінню даного винаходу. Деякі аспекти, які є очевидними для фахівців і які, таким чином, не слугують для полегшення розуміння даного винаходу, не представлені у даній заявці для спрощення даного опису. Не зважаючи на те, що у даній заявці детально описано тільки обмежену кількість варіантів реалізації даного винаходу, після розгляду вищенаведеного опису фахівцеві стане зрозуміло, що у даний винахід можна вносити різні модифікації та зміни. Усі такі зміни та модифікації даного винаходу повинні входити в об'єм захисту даного винаходу, визначений відповідно до вищенаведеного опису та в пунктах доданої формули винаходу.

#### ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

1. Спосіб подрібнення розміру зерна альфа-фази в двофазному титановому сплаві з альфа-бета-структурою, що включає етапи, згідно з якими:

- обробляють двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою за першої температури обробки в першому діапазоні температур, причому перший діапазон температур охоплює температури від температури 167 °C нижче температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до температури на 17 °C нижче температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою;
- 5 повільно охолоджують двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою від першої температури обробки, причому після закінчення обробки за першої температури обробки та повільного охолодження від першої температури обробки двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою містить основну глобуляризовану мікроструктуру частинок альфа-фази, і де
- 10 повільне охолодження включає охолодження заготовки зі швидкістю охолодження не більше 3 °C на хвилину;
- обробляють двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою за другої температури обробки в другому діапазоні температур, причому другий діапазон температур охоплює температури від температури 333 °C нижче температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до температури на 194 °C нижче температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою; і
- 15 обробляють двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою за третьої температури обробки в третьому діапазоні температур, причому третя температура обробки нижча другої температури обробки, при цьому третій діапазон температур охоплює температури від 538 °C до 760 °C, а після обробки за третьої температури обробки двофазний титановий сплав з альфа-бета-структурою має необхідний подрібнений розмір зерен альфа-фази.
2. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою вибрано зі сплавів: Ti-6Al-4V (UNS R56400), Ti-6Al-4V ELI (UNS R56401), Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (UNS R54620), Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (UNS R56260) і Ti-4Al-2,5V-1,5Fe (UNS 54250).
- 25 3. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою вибрано зі сплавів: Ti-6Al-4V (UNS R56400) і Ti-6Al-4V ELI (UNS R56401).
4. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою являє собою сплав Ti-4Al-2,5V-1,5Fe (UNS 54250).
5. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що повільне охолодження включає охолодження печі.
- 30 6. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що повільне охолодження включає переміщення двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою із камери печі з першою температурою обробки в камеру печі з другою температурою обробки.
7. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що перед повільним охолодженням двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою від першої температури обробки:
- 35 виконують термообробку двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури термічної обробки в діапазоні температур термічної обробки, що тягнеться від температури 167 °C нижче температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до температури 17 °C нижче температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою; і
- 40 витримують двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою за температури термічної обробки.
8. Спосіб за п. 7, який **відрізняється** тим, що утримання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури термічної обробки включає утримання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури термічної обробки впродовж
- 45 періоду часу від 1 години до 48 годин.
9. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що після обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за другої температури обробки додатково відпалюють двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою.
10. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що після обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою один або більшу кількість разів за однієї або більшої кількості других
- 50 температур обробки додатково відпалюють двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою.
11. Спосіб за п. 9, який **відрізняється** тим, що відпалювання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою включає нагрівання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури в діапазоні температур відпалювання від температури 278 °C нижче температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до 139 °C
- 55 нижче температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою впродовж періоду часу від 30 хвилин до 12 годин.
12. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що щонайменше один етап із обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури, обробки двофазного
- 60 титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури, обробки двофазного

титанового сплаву з альфа-бета-структурою за другої температури та обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за третьої температури включає щонайменше один етап пресового кування на відкритому штампі.

13. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що щонайменше один етап із обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури, обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за другої температури та обробки двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за третьої температури включає багаторазові етапи пресового кування на відкритому штампі, причому спосіб додатково включає повторне нагрівання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою між двома послідовними етапами пресового кування.

14. Спосіб за п. 13, який **відрізняється** тим, що повторне нагрівання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою включає нагрівання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до попередньої температури обробки та утримання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за попередньої температури обробки впродовж періоду часу від 30 хвилин до 12 годин.

15. Спосіб за п. 12, який **відрізняється** тим, що щонайменше один етап пресового кування на відкритому штампі включає кування осадкою.

16. Спосіб за п. 12, який **відрізняється** тим, що щонайменше один етап пресового кування на відкритому штампі включає кування витягуванням.

17. Спосіб за п. 12, який **відрізняється** тим, що щонайменше один етап пресового кування на відкритому штампі включає щонайменше одну дію з кування осадкою та кування витягуванням.

18. Спосіб за п. 12, який **відрізняється** тим, що обробка двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за третьої температури обробки включає радіальне кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою.

19. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що додатково включає етапи, згідно з якими: виконують бета-теплову обробку двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури бета-теплової обробки перед обробкою двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури обробки;

причому температура бета-теплової обробки знаходиться в діапазоні температур від температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до температури на 167 °C вище температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою; і

загартовують двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою.

20. Спосіб за п. 19, який **відрізняється** тим, що бета-теплова обробка двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою додатково включає обробку двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури бета-теплової обробки.

21. Спосіб за п. 20, який **відрізняється** тим, що обробка двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури бета-теплової обробки включає одну або декілька дій з кування вальцюванням, плющення, прокатки начорно, кування у відкритому штампі, кування з матричними штампами, пресового кування, автоматичного гарячого кування, радіального кування, кування осадкою, кування витягуванням і багатовісного кування.

22. Спосіб подрібнення розміру зерна альфа-фази у заготовці з двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою, що включає етапи, згідно з якими:

кують двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою за першої температури кування в межах першого діапазону температур кування;

причому кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за першої температури кування включає щонайменше один прохід кування осадкою та кування витягуванням; і

при цьому перша температура кування знаходиться між температурою на 167 °C нижче температури бета-переходу до температури на 17 °C нижче температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою;

повільно охолоджують двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою від першої температури кування, де повільне охолодження включає охолодження заготовки зі швидкістю охолодження не більше 3 °C на хвилину;

кують двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою за другої температури кування в другому діапазоні температур кування;

причому кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за другої температури кування включає щонайменше один прохід кування осадкою та кування витягуванням;

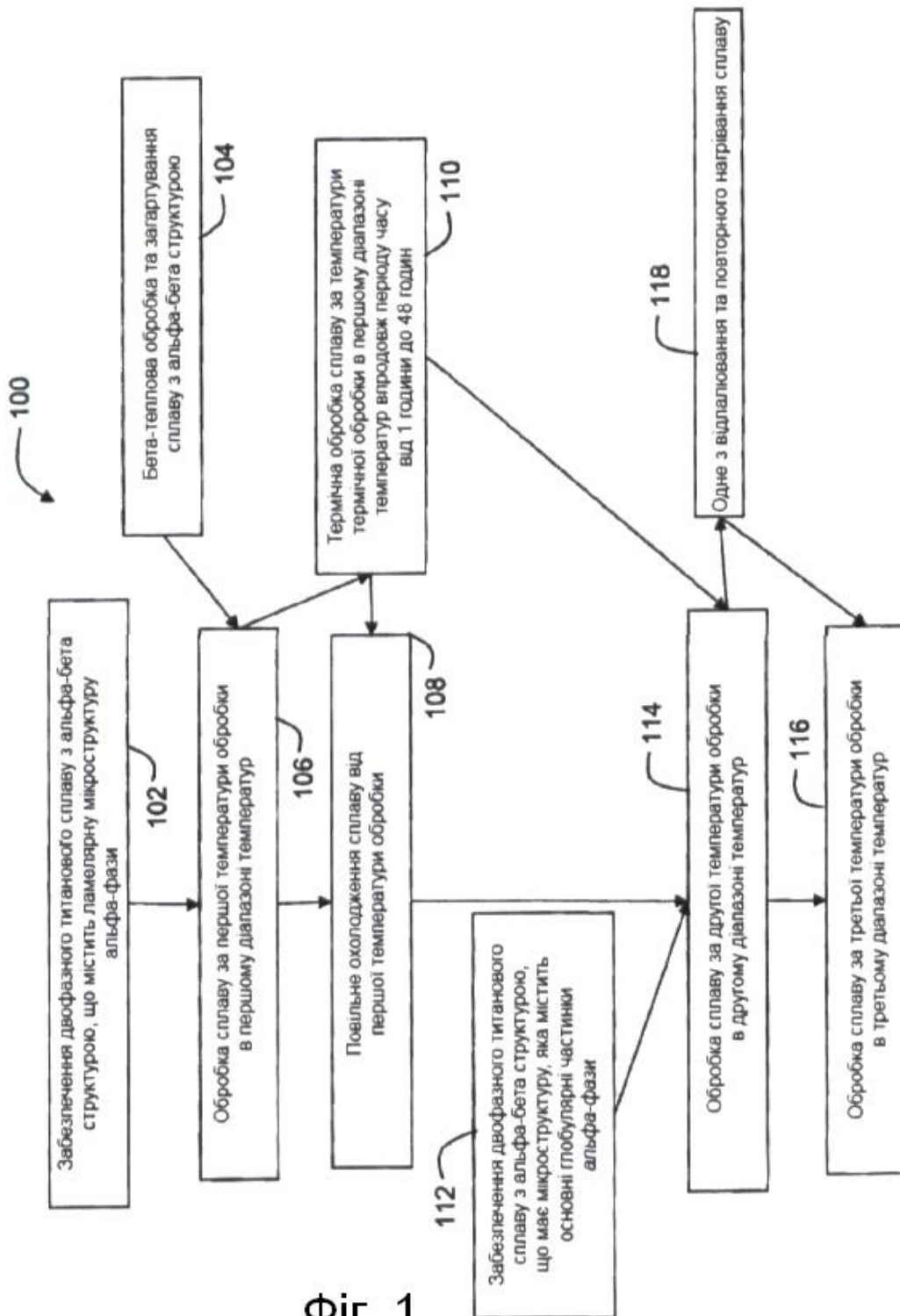
при цьому другий діапазон температур кування охоплює температури від температури на 333 °C нижче температури бета-переходу до температури на 194 °C нижче температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою; причому друга температура кування нижча першої температури кування; і

- 5 кують двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою за третьої температури кування в межах третього діапазону температур кування, при цьому кування двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за третьої температури кування включає радіальне кування; при цьому третій діапазон температур кування охоплює температури від 538 °C до 760 °C; і при цьому третя температура кування нижча, ніж друга температура кування.
- 10 23. Спосіб за п. 22, який **відрізняється** тим, що двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою являє собою один із сплавів: Ti-6Al-4V (UNS R56400), Ti-6Al-4V ELI (UNS R56401), Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (UNS R54620), Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (UNS R56260) і Ti-4Al-2,5V-1,5Fe (UNS 54250).
24. Спосіб за п. 22, який **відрізняється** тим, що двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою являє собою один із сплавів: Ti-6Al-4V (UNS R56400) і Ti-6Al-4V ELI (UNS R56401).
- 15 25. Спосіб за п. 22, який **відрізняється** тим, що двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою являє собою сплав Ti-4Al-2,5V-1,5Fe (UNS 54250).
26. Спосіб за п. 22, який **відрізняється** тим, що повільне охолодження включає охолодження печі.
- 20 27. Спосіб за п. 22, який **відрізняється** тим, що повільне охолодження включає переміщення двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою із камери печі з першою температурою кування в камеру печі з другою температурою кування.
28. Спосіб за п. 22, який **відрізняється** тим, що після етапу повільного охолодження двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою від першої температури кування
- 25 додатково виконують термообробку двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури термічної обробки в першому діапазоні температур кування і виконують витримку двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури термічної обробки.
29. Спосіб за п. 28, який **відрізняється** тим, що витримка двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури термічної обробки включає витримку двофазного
- 30 титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури термічної обробки впродовж часу термообробки від 1 години до 48 годин.
30. Спосіб за п. 22, який **відрізняється** тим, що додатково включає відпалювання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою після кування за другої температури кування.
31. Спосіб за п. 30, який **відрізняється** тим, що відпалювання включає нагрівання двофазного
- 35 титанового сплаву з альфа-бета-структурою до температури відпалювання в діапазоні температур відпалювання, який простягається від температури на 278 °C до температури на 139 °C нижче температури бета-переходу впродовж періоду часу від 30 хвилин до 12 годин.
32. Спосіб за п. 22, який **відрізняється** тим, що додатково включає повторне нагрівання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою між будь-якими із щонайменше одного
- 40 чи більшої кількості етапів пресового кування.
33. Спосіб за п. 32, який **відрізняється** тим, що повторне нагрівання включає нагрівання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до попередньої температури обробки та утримання двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за попередньої
- температури обробки впродовж часу повторного нагрівання в діапазоні від 30 хвилин до 6
- 45 годин.
34. Спосіб за п. 22, який **відрізняється** тим, що радіальне кування включає одну послідовність із щонайменше двох і не більше шести зменшень, причому діапазон температур радіального кування охоплює температури від 593 °C до 760 °C.
35. Спосіб за п. 22, який **відрізняється** тим, що радіальне кування включає множину
- 50 послідовностей із щонайменше двох і не більше шести зменшень за температур радіального кування, починаючи з температури не більше ніж 760 °C і закінчуючи температурою не менше ніж 538 °C, з етапом повторного нагрівання перед кожним зменшенням.
36. Спосіб за п. 26, який **відрізняється** тим, що перед куванням сплаву титану за першої температури кування додатково:
- 55 виконують бета-теплову обробку двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури бета-теплової обробки;
- причому температура бета-теплової обробки знаходиться в діапазоні температур від температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою до температури на 167 °C більше температури бета-переходу двофазного титанового сплаву з
- 60 альфа-бета-структурою; і

загартовують двофазний титановий сплав із альфа-бета-структурою.

37. Спосіб за п. 36, який **відрізняється** тим, що бета-теплова обробка двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою додатково включає обробку двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури бета-теплової обробки.

5 38. Спосіб за п. 37, який **відрізняється** тим, що обробка двофазного титанового сплаву з альфа-бета-структурою за температури бета-теплової обробки включає одну або декілька дій з кування вальцюванням, плющення, прокатки начорно, кування у відкритому штампі, кування з матричними штампами, пресового кування, автоматичного гарячого кування, радіального кування, кування осадкою, кування витягуванням і багатовісного кування.



Фіг. 1

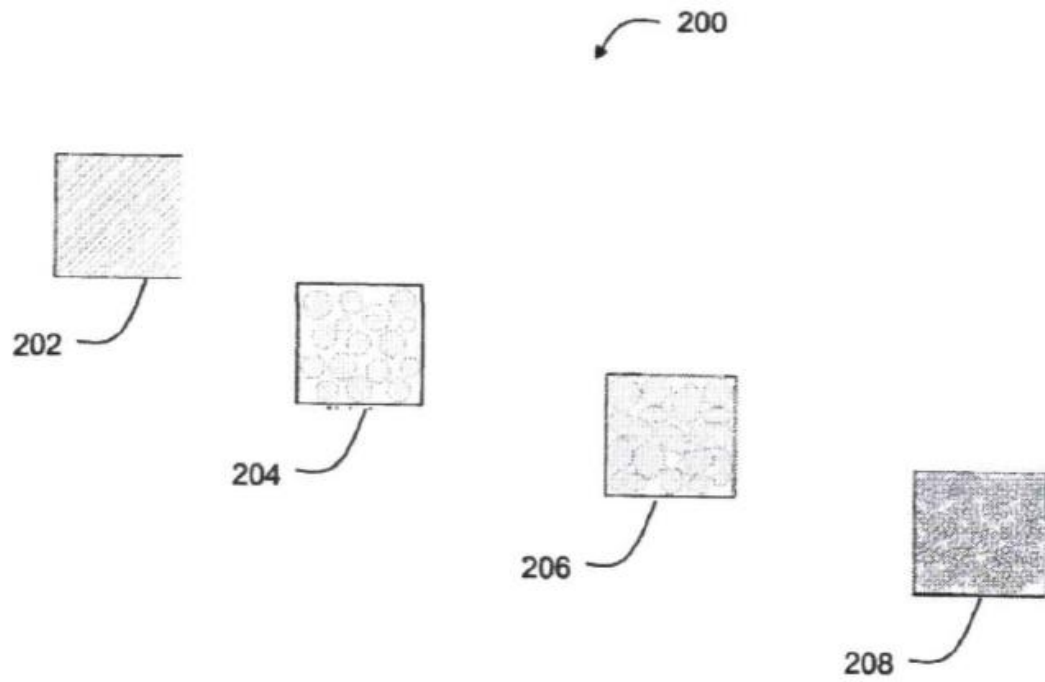


Fig. 2

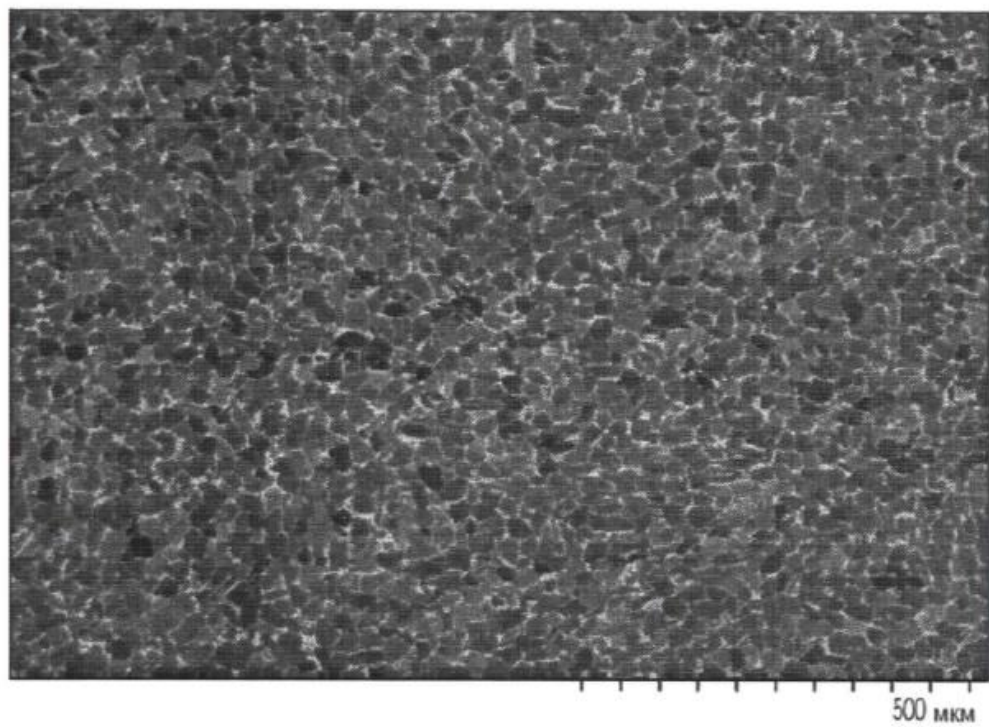
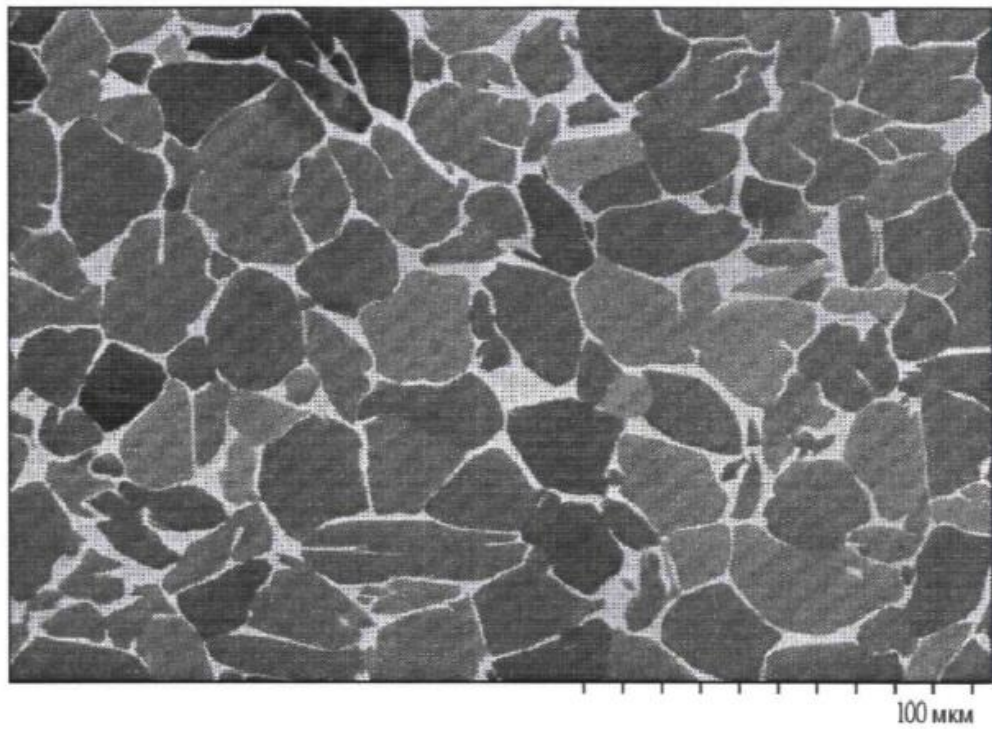
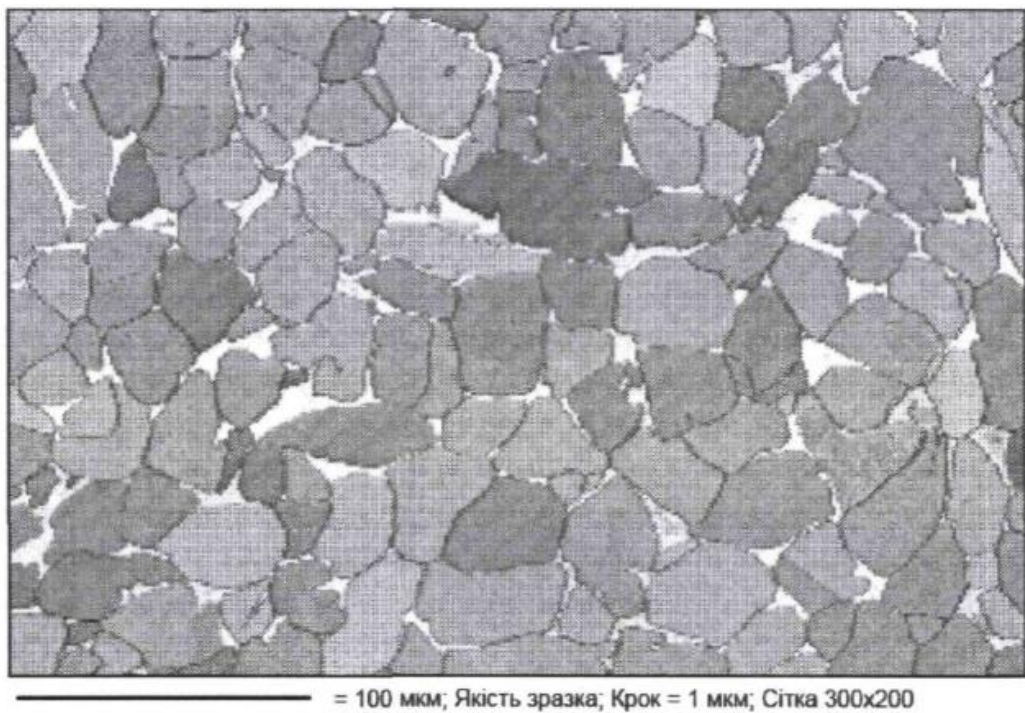


Fig. 3





Фіг. 4



Фіг. 5

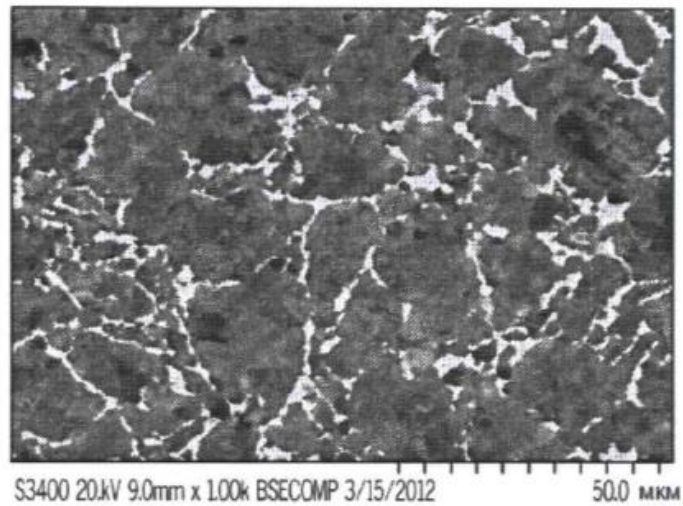


Fig. 6A

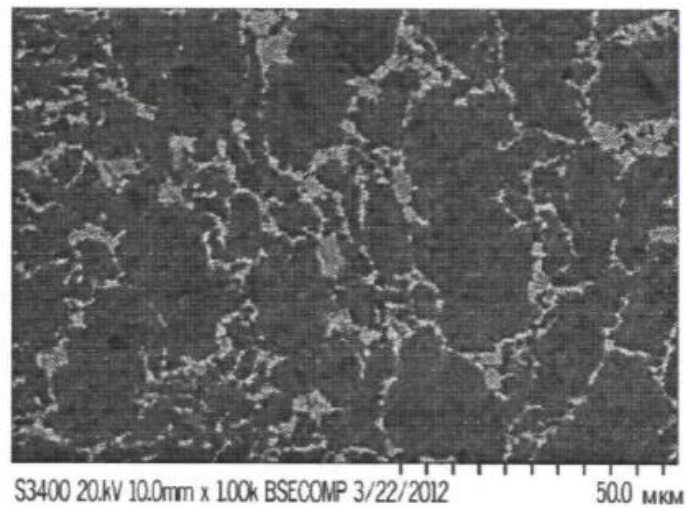
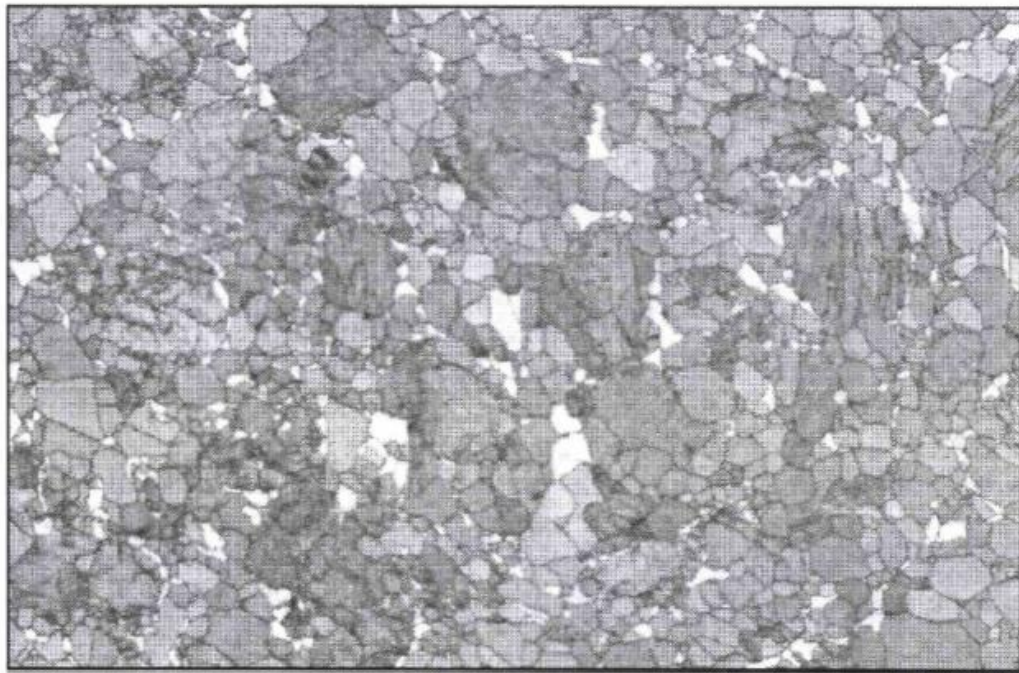


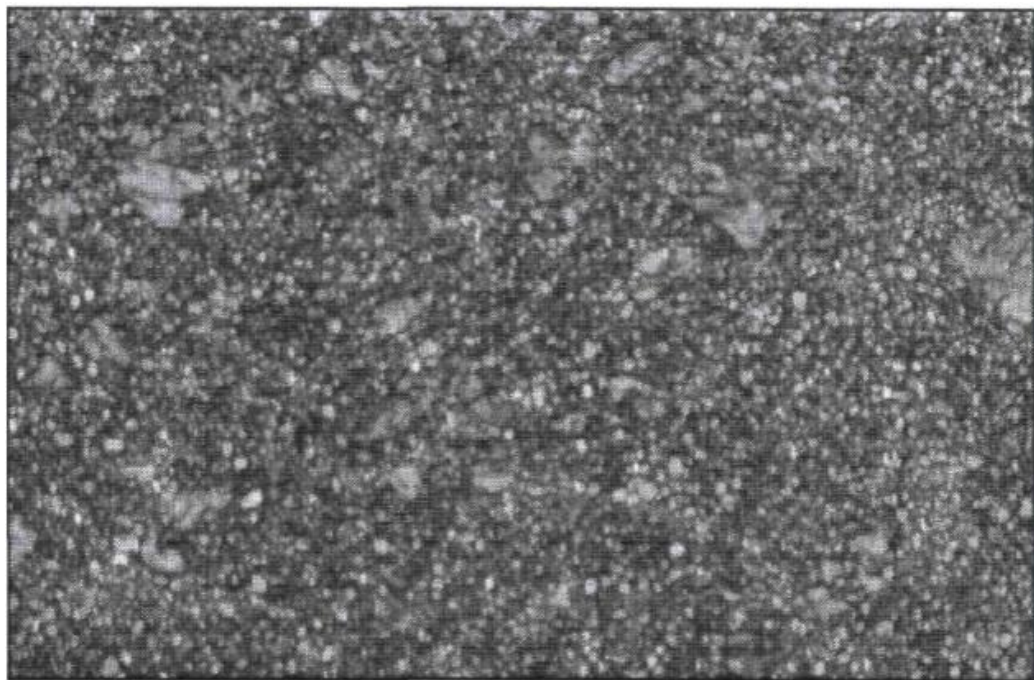
Fig. 6B





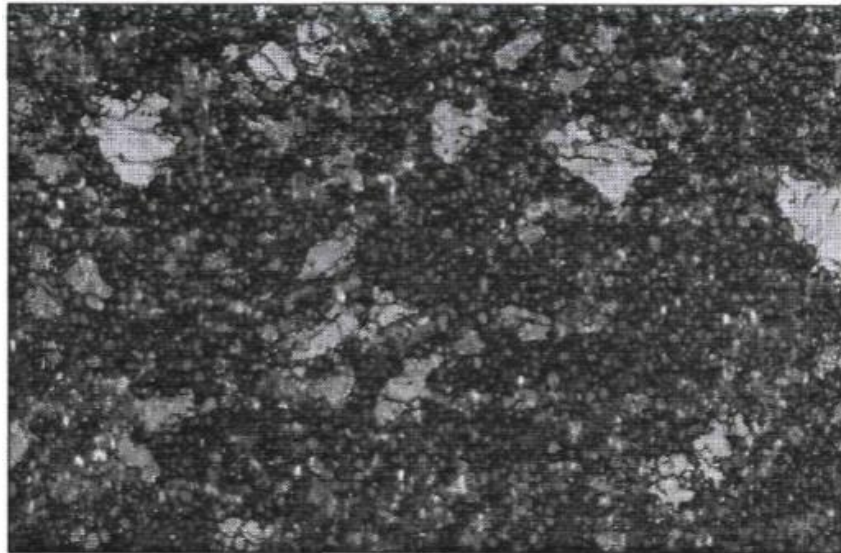
— = 50 мкм; Якість зразка; Крок = 0,25 мкм; Сітка 600х400

Фіг. 7



— = 50 мкм; Якість зразка; Крок = 0,25 мкм; Сітка 600х400

Фіг. 8

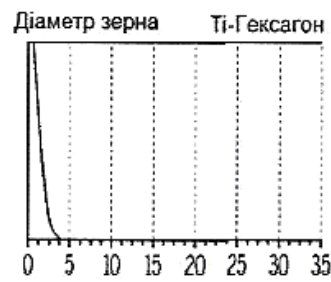


Фіг. 9А

= 50 мкм; Діаметр зерна - Ті-Гексагон; 0,25 мкм; Сітка 800х400



Фіг. 9В



Фіг. 9С

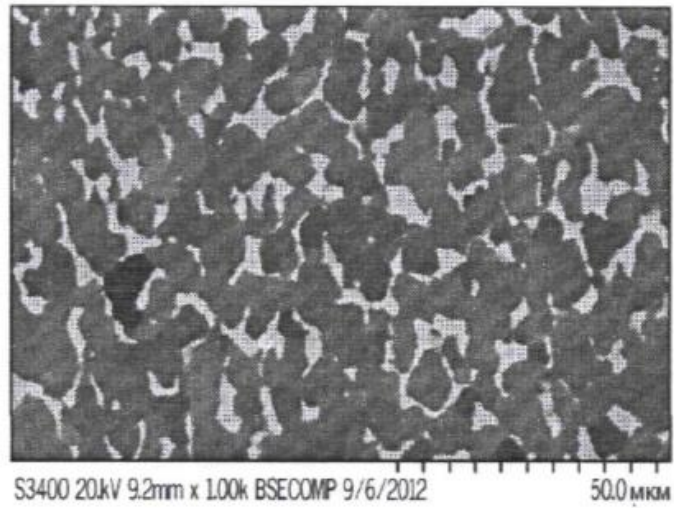


Fig. 10A

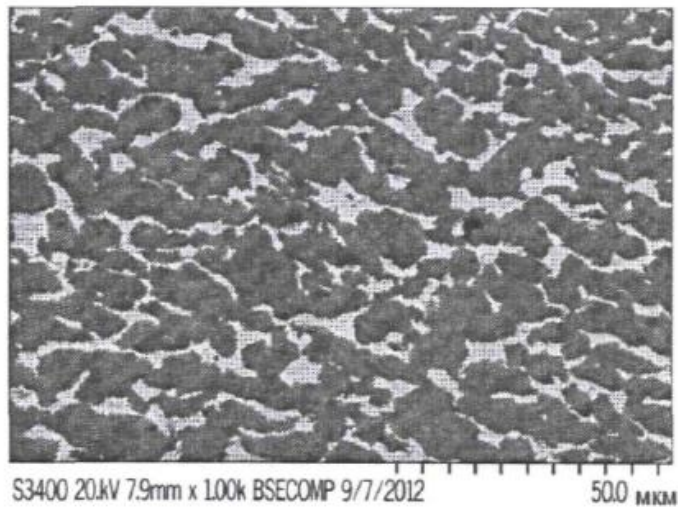
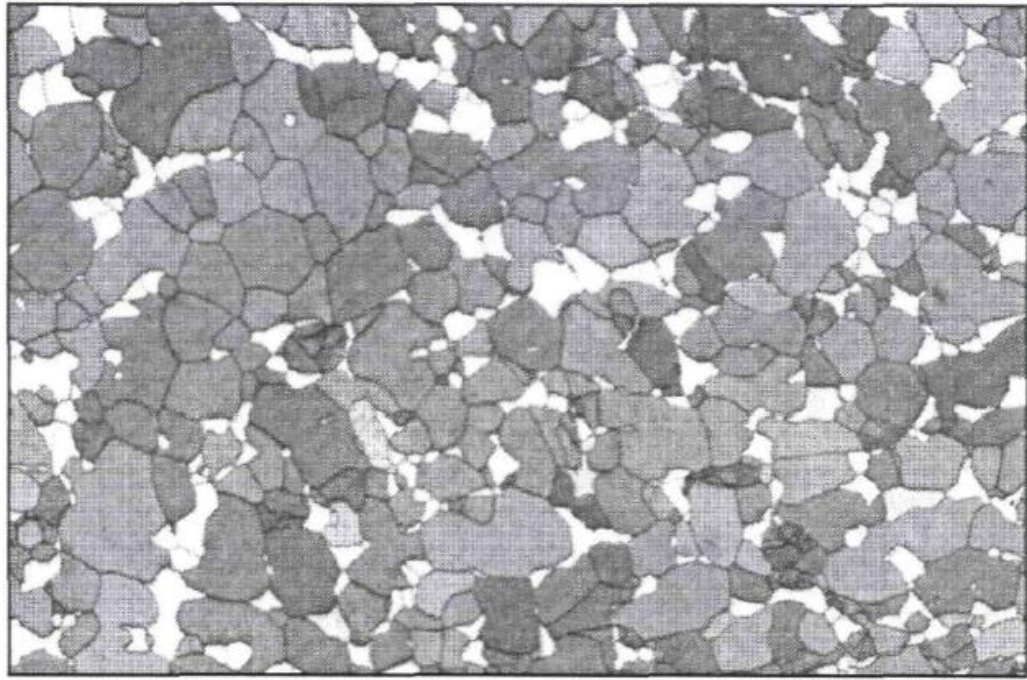


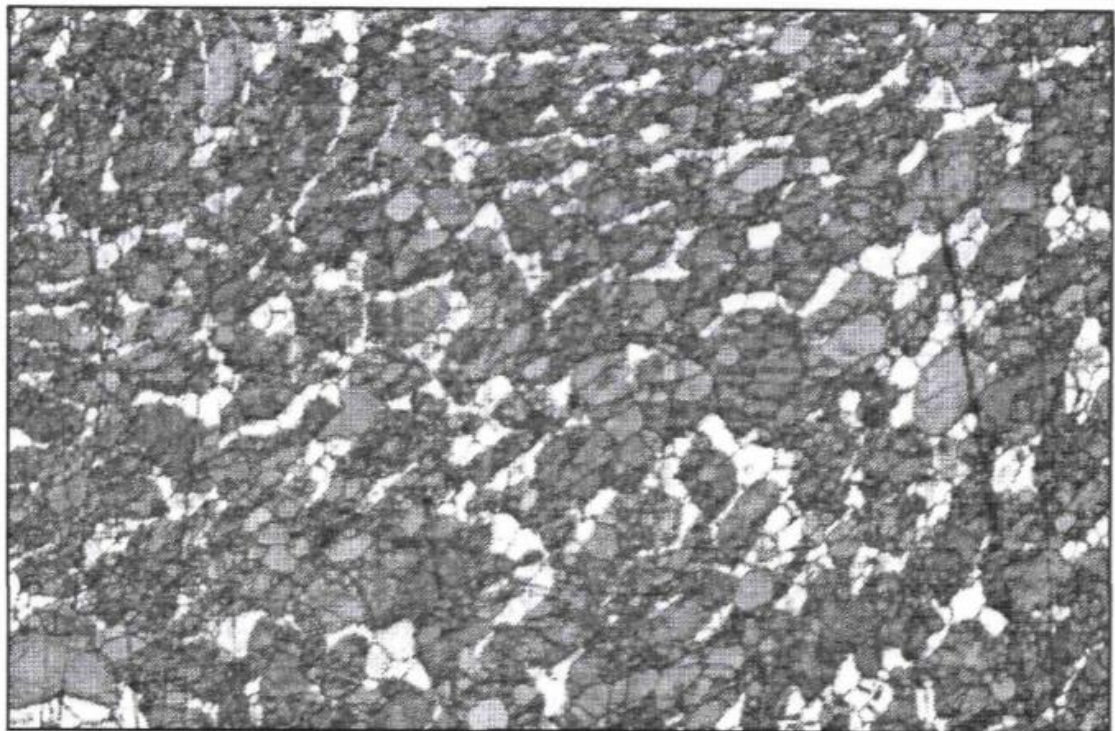
Fig. 10B





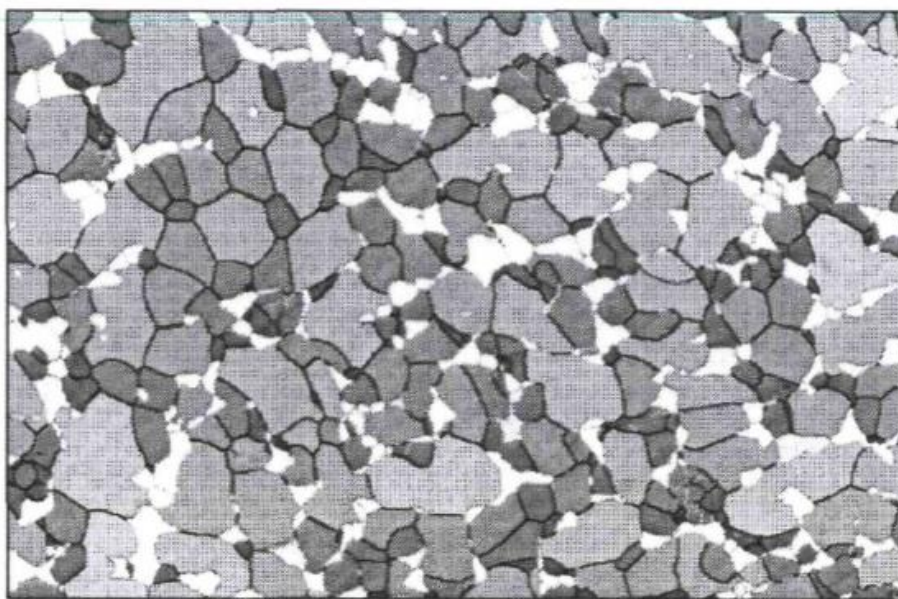
= 50 мкм; Якість зразка; Крок = 0,25 мкм; Сітка 600x400

Фіг. 11



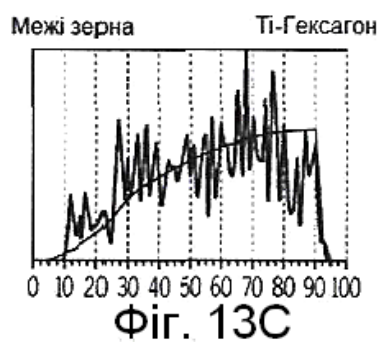
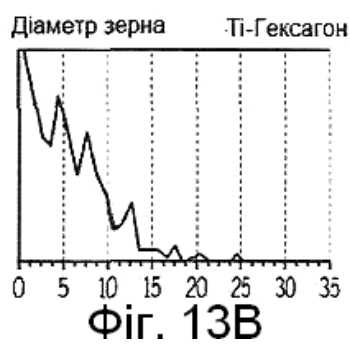
= 50 мкм; Якість зразка; Крок = 0,25 мкм; Сітка 600x400

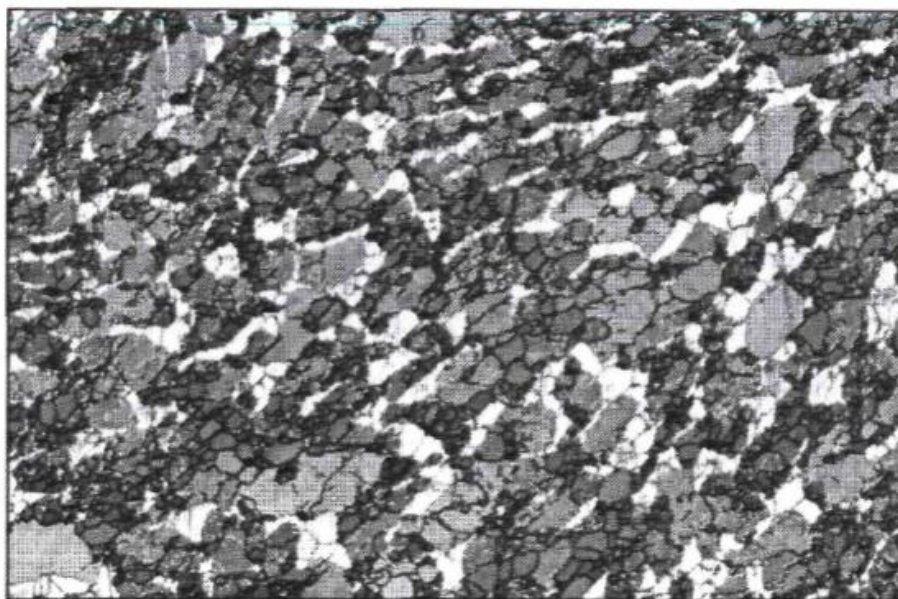
Фіг. 12



Фіг. 13А

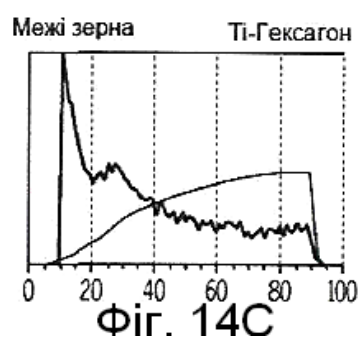
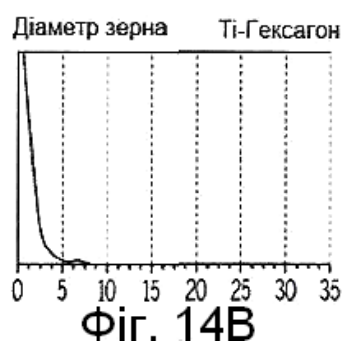
= 50 мкм; Діаметр зерна - Ті-Гексагон; 0,25 мкм; Сітка 600х400



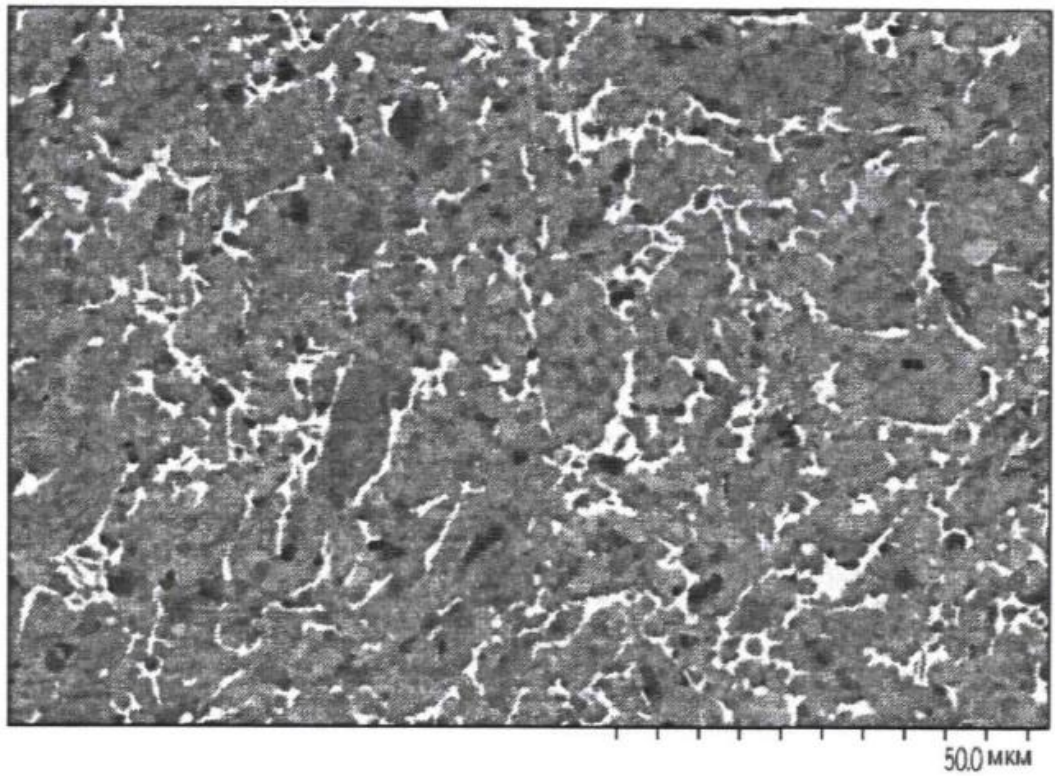


Фіг. 14А

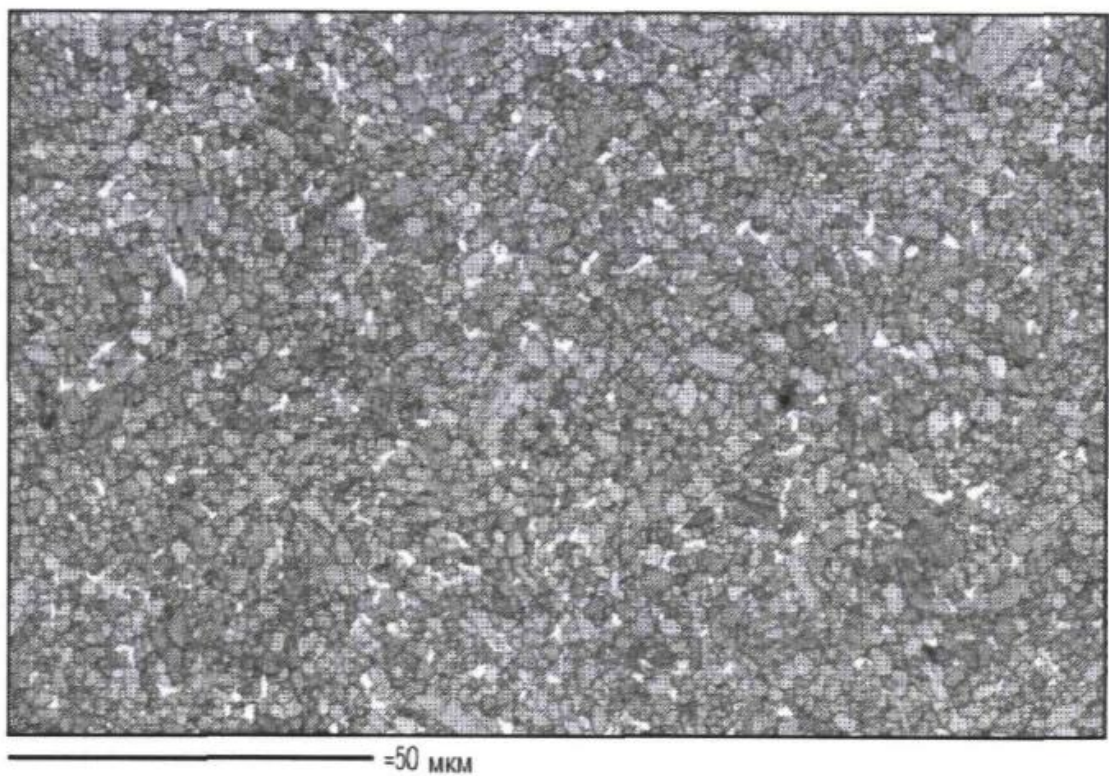
= 50 мкм; Діаметр зерна - Ті-Гексагон; Крок = 0,25 мкм; Сітка 600х400



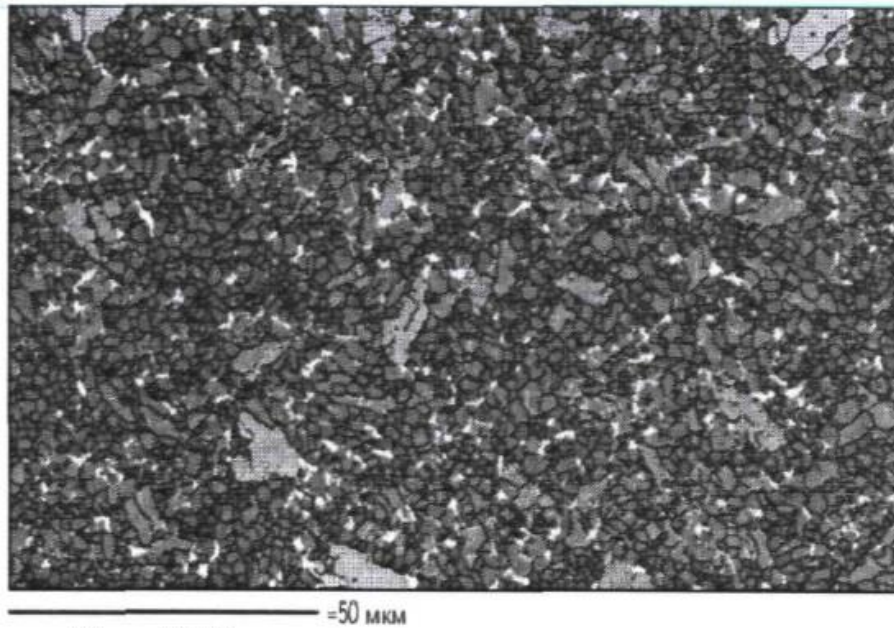




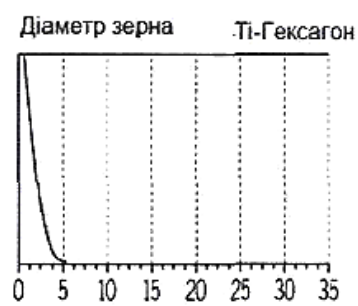
Фіг. 15



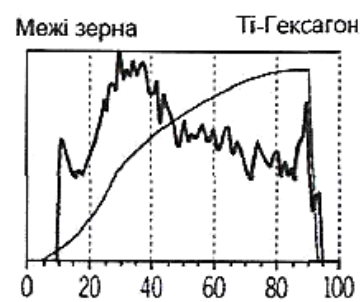
Фіг. 16



Фіг. 17А



Фіг. 17В



Фіг. 17С



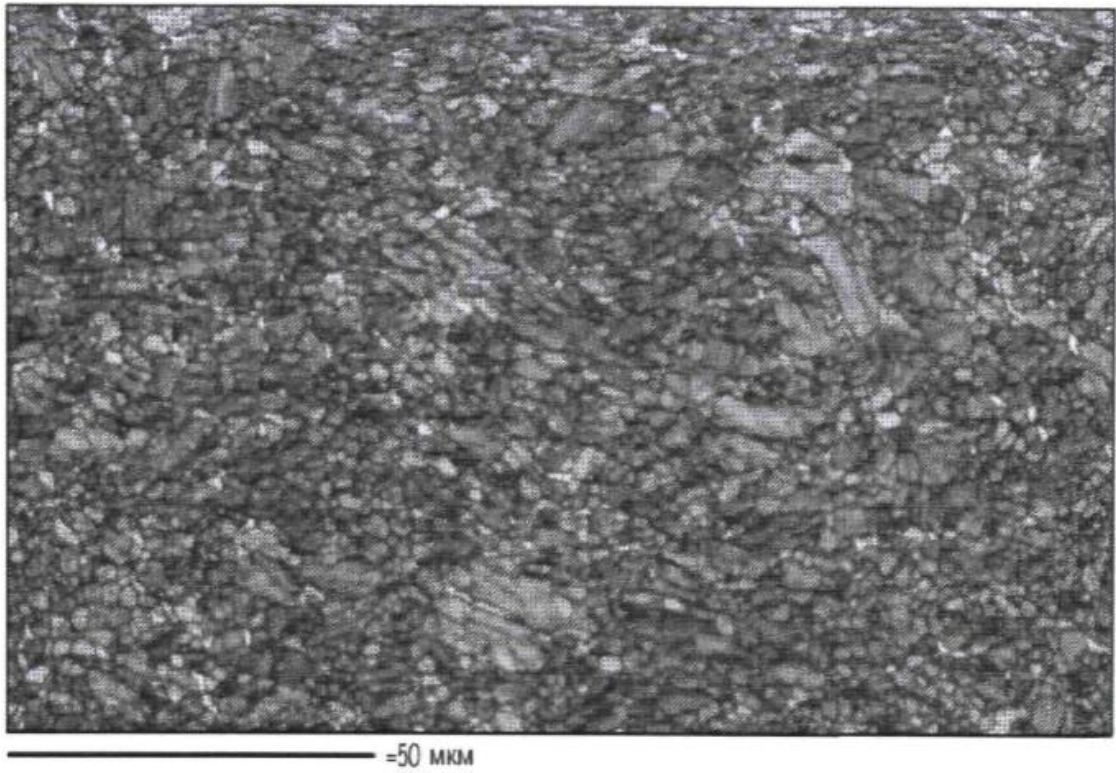


Fig. 18

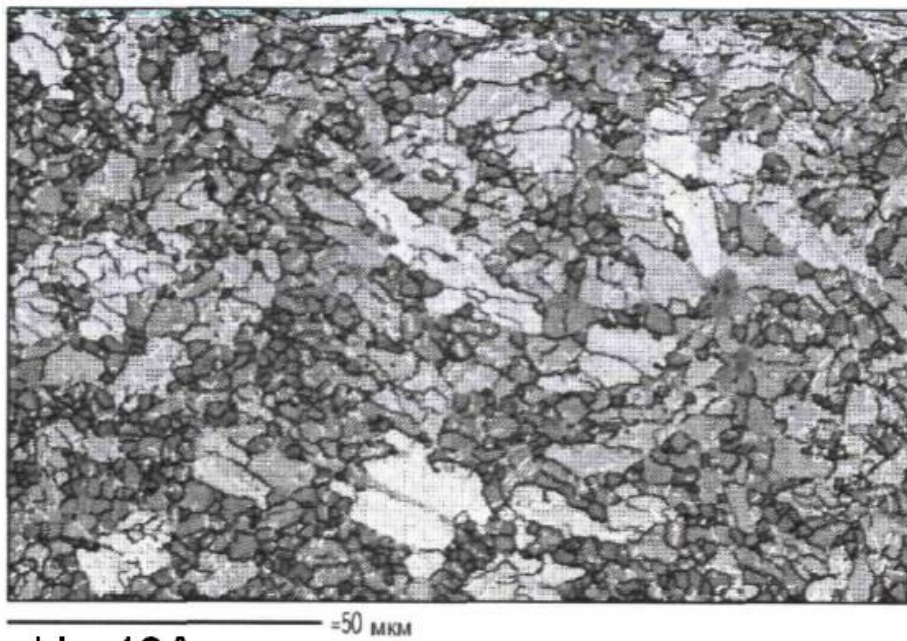
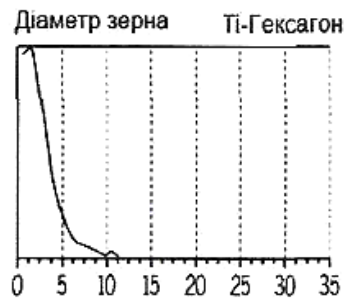


Fig. 19A



Фіг. 19В



Фіг. 19С