



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 75501

(13) C2

(51) МПК (2006)

C22C 38/00

C22C 38/40

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ
І НАУКИ УКРАЇНИДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІОПИС
ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

(54) ЛЕГОВАНА ВУГЛЕЦЕВА СТАЛЬ І СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИСОКОМІЦНОЇ, КОРОЗІЙНОСТІЙКОЇ, ПЛАСТИЧНОЇ ЛЕГОВАНОЇ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

1

(21) 20040705662
(22) 12.12.2002
(24) 17.04.2006
(86) PCT/US02/40063, 12.12.2002
(31) 10/017,879
(32) 14.12.2001
(33) US
(46) 17.04.2006, Бюл. № 4, 2006 р.
(72) Кусінські Гржегорж, US, Поллак Девід, US, Томас Гарет, US
(73) ЕМЕМЕФЕКС ТЕХНОЛОДЖІС КОРПОРЕЙ-ШН, US
(56) US 6273968 B1, 14.08.2001
US 5180450 A, 19.01.1993
(57) 1. Легована вуглецева сталь, що має температуру початку мартенситного перетворення принаймні 300°C і містить мартенситно-аустенітні зерна величиною не більше 10 мікрон у діаметрі, де кожне зерно охоплене аустенітною оболонкою і має мікроструктуру, що складається із рейок мартенситу, які чергуються з тонкими плівками аустеніту, однорідно орієнтованими по всьому зазначеному зерну.
2. Сталь за п. 1, яка **відрізняється** тим, що температура початку мартенситного перетворення складає принаймні 350°C.
3. Сталь за п. 1, яка **відрізняється** тим, що вона містить максимум 0,35 мас. % вуглецю.
4. Сталь за п. 1, яка **відрізняється** тим, що мартенситно-аустенітні зерна мають величину від 1 до 10 мікрон.
5. Сталь за п. 1, яка **відрізняється** тим, що містить приблизно від 1 мас. % компонентів, вибраних із групи, що складається із нікелю і марганцю.
6. Сталь за п. 1, яка **відрізняється** тим, що містить, мас. %: приблизно від 0,05 до 0,33 вуглецю, від 0,5 до 12 хрому, від 0,25 до 5 нікелю, від 0,26 до 6 марганцю і менше 1 кремнію.
7. Спосіб виготовлення високоміцної, корозійностійкої, пластичної легованої вуглецевої сталі, який включає:

2

(а) кування композиції легованої вуглецевої сталі, що має температуру початку мартенситного перетворення принаймні 300°C;
(б) нагрів зазначеної композиції легованої вуглецевої сталі до температури, достатньої для того, щоб зазначена композиція сплаву перейшла у гомогенну аустенітну фазу з легувальними елементами в стані розчину;
(с) обробку зазначеної гомогенної аустенітної фази при температурі цієї аустенітної фази вище температури рекристалізації аустеніту, що забезпечує одержання величини зерна не більше, ніж приблизно 10 мікрон; і
(д) охолодження зазначеної аустенітної фази через діапазон мартенситного перетворення що забезпечує перетворення цієї аустенітної фази на мікроструктуру сплавлених зерен, кожне з яких має діаметр не більше, ніж приблизно 10 мікрон, і містить рейки мартенситу, що чергуються з плівками залишкового аустеніту з однорідною орієнтацією по всьому зазначеному зерну.
8. Спосіб за п. 7, який **відрізняється** тим, що стадія (б) включає у себе нагрів зазначеної композиції легованої вуглецевої сталі до температури в діапазоні приблизно від 1050°C до 1200°C, охолодження гомогенної аустенітної фази після стадії (б) до проміжної температури в діапазоні приблизно від 900°C до 950°C і виконання принаймні часткового вальцювання на стадії (с) при зазначеній проміжній температурі.
9. Спосіб за п. 7, який **відрізняється** тим, що величина зерна на стадії (с) складає від 1 до 10 мікрон у діаметрі.
10. Спосіб за п. 7, який **відрізняється** тим, що зазначена композиція легованої вуглецевої сталі містить, мас. %: приблизно від 0,05 до 0,33 вуглецю, від 2 до 12 хрому, від 0,25 до 5 нікелю, від 0,26 до 6 марганцю і менше 1 кремнію.

Даний винахід належить до легованих сталей і, зокрема, сталей високої міцності, ударної в'язко-

сті, корозійної тривкості і здатності до холодного формування, а також до техніки обробки легова-

(13) C2

(11) 75501

(19) UA

них сталей для створення мікроструктур, що надають сталі особливих фізичних і хімічних властивостей.

Леговані сталі високої міцності, ударної в'язкості і здатності до холодного формування, мікроструктури яких являють собою суміші мартенситної й аустенітної фаз, описані в перелічених нижче патентах США, включених тут в усій їхній повноті шляхом посилання:

4,170,497 (Gareth Thomas, Bangaru V.N. Rao), виданий 9 жовтня 1979 р. за заявкою від 24 серпня 1977р.;

4,170,499 (Gareth Thomas, Bangaru V.N. Rao), виданий 9 жовтня 1979р. за заявкою від 14 вересня 1978р., що частково продовжує вищезазначену заяву, подану 24 серпня 1977р.;

4,619,714 (Gareth Thomas, Jae-Hwan Ahn, Nack-Joon Kim), виданий 28 жовтня 1986р. за заявкою від 29 листопада 1984р., що частково продовжує заяву від 6 серпня 1984р.;

4,671,827 (Gareth Thomas, Nack J. Kim, Ramamoorthy Ramesh), виданий 9 червня 1987р. за заявкою, поданою 11 жовтня 1985р.;

6,273,968 BI (Gareth Thomas), виданий 14 серпня 2001р. за заявкою, поданою 28 березня 2000р.

Мікроструктура відіграє ключову роль у визначенні властивостей легованої сталі, міцність і ударна в'язкість якої залежить, таким чином, не тільки від вибору і кількості легувальних елементів, але також від наявних у ній кристалічних фаз та їх упорядкування. Сталі, призначені для застосування у певних навколишніх умовах експлуатації, потребують більшої міцності і пластичності, а в загальному випадку - об'єднання в собі властивостей, часто взаємно суперечливих, оскільки одні легувальні елементи, що сприяють одній властивості, можуть погіршувати іншу властивість.

У перелічених вище патентах описані вуглецеві леговані сталі, мікроструктури яких складаються із рейок мартенситу, що чергуються з тонкими плівками аустеніту. У деяких випадках мартенсит містить дисперговані в ньому зерна карбідів, утворених внаслідок самовідпуску. Структура, в котрій рейки однієї фази розділяються тонкими плівками іншої фази, зветься "дислокованою рейковою" структурою й утворюється процесом обробки, першою стадією якого є нагрів сплаву до області аустеніту, за чим йде охолодження сплаву до рівня нижче температури M_s початку утворення мартенситу, тобто температури, при котрій уперше починає утворюватися мартенситна фаза, у температурний діапазон, у котрому аустеніт перетворюється на пакети, що містять мартенситні рейки, розділені тонкими плівками неперетвореного, стабілізованого аустеніту. Цей процес супроводжується стандартною металургійною обробкою, такою як лиття, термообробка, вальцювання і кування, для надання виробу бажаної форми і поліпшення структури із рейок і плівок, що чергуються між собою. Така мікроструктура є кращою за альтернативну їй двійникову мартенситну структуру, оскільки рейкова структура має більшу ударну в'язкість. У перелічених вище патентах також зазначається, що надлишок вуглецю на рейкових ділянках у процесі охолодження виділяється, утворюючи цементит (карбід заліза Fe_3C) внаслідок

док так званого "самовідпуску". У цитованому вище патенті США №6,273,968 зазначається, що самовідпуску можна уникнути, якщо обмежувати вибір легувальних елементів так, щоб температура M_s початку утворення мартенситу була на рівні не нижче $350^{\circ}C$. У деяких сплавах карбіди, утворені внаслідок самовідпуску, додають матеріалу ударної в'язкості, у той час як в інших сталях карбіди цю в'язкість обмежують.

Дислокована рейкова структура дає високоміцну сталь, що є як в'язкою, так і ковкою - якість, що необхідна для забезпечення стійкості до розтріскування і достатньої здатності до формування, а отже й успішного виготовлення елементів механічних конструкцій із цієї сталі. Одним із найбільш ефективних засобів одержання потрібних рівнів міцності і ударної в'язкості є регулювання мартенситної фази таким чином, щоб створювати дислоковану рейкову, а не двійникову структуру зі збереженими в ній тонкими плівками аустеніту, що надають матеріалу ковкості і здатності до формування. Для того щоб отримати таку дислоковану рейкову мікроструктуру, а не менш бажану двійникову структуру, потрібно ретельно підібрати склад сталі, що, в свою чергу, впливає на величину M_s .

Стабільність аустеніту в дислокованій рейковій мікроструктурі є одним із чинників, що визначають здатність сплаву зберігати свою ударну в'язкість, особливо коли цей сплав працює у важких механічних і навколишніх умовах. У певних умовах аустеніт є нестабільним при температурах вище приблизно $300^{\circ}C$, схильючись до перетворення на карбідні виділення, що роблять сплав відносно крихким і знижують його здатність протистояти механічним напругам. Ця нестабільність є однією з проблем, що вирішуються даним винаходом.

Авторами було виявлено, що зерна структури вуглецевої легованої сталі з описаною вище дислокованою рейковою мікроструктурою схильні утворювати декілька ділянок в межах структури одного зерна, що за своєю орієнтацією відрізняються від плівок аустеніту. Під час деформування внаслідок перетворення, що супроводжує утворення дислокованої рейкової структури, у кристалічній структурі аустеніту на різних ділянках відбувається зсув у різних площинах характеристичної для аустеніту гранецетрованої кубічної (г.ц.к.) решітки. Не обмежуючись цим лише поясненням, автори вважають, що це зумовлює утворення мартенситної фази внаслідок зсуву в різних напрямках по зерну і утворення в результаті цього ділянок, де аустенітні плівки орієнтовані під загальним кутом у межах кожної ділянки, але під різними кутами на різних ділянках. Кристалічна структура аустеніту дозволяє утворюватися чотирьом таким ділянкам з різними кутами. Внаслідок такого зосередження ділянок утворюються кристалічні структури, в котрих аустенітні плівки мають обмежену стабільність. Слід зауважити, що самі зерна при цьому є замкнутими в аустенітних оболонках по їхніх міжзернинних межах, а внутрішньозернові ділянки з різними орієнтаціями аустенітних плівок не є замкнутими в аустеніті.

Крім того, було встановлено, що мартенситно-аустенітні зерна з дислокованою рейковою структурою, де аустенітні плівки мають єдину орієнта-

цію, можна одержувати шляхом обмеження розміру зерна величиною 10 мікронів і що вуглецеві леговані сталі з такими зернами мають більшу стабільність після обробки їх високими температурами і механічним деформуванням. Таким чином, об'єктом даного винаходу є вуглецеві леговані сталі, що містять зерна з дислокованою рейковою мікроструктурою, кожна з яких має свою, відмінну від інших орієнтацію аустенітних плівок, тобто кожне зерно являє собою один єдиний варіант дислокованої рейкової мікроструктури.

Об'єктом даного винаходу є також спосіб одержання таких мікроструктур шляхом витримання (аустенізації) композиції сплаву при температурі, що цілком переводить залізо в аустенітну фазу, а всі легувальні елементи - в розчин, з наступною за цим деформацією аустенітної фази при витриманні цієї фази при температурі, трохи вищій температури рекристалізації її аустеніту, для утворення дрібних зерен розміром до 10 мікронів. Слідом за цим йде швидке охолодження аустенітної фази до температури початку мартенситного перетворення на дислоковану рейкову мікроструктуру. При цьому останню стадію охолодження у кращому варіанті проводять зі швидкістю, достатньо великою для того, щоб уникнути утворення бейніту і перліту, а також будь-яких виділень уздовж меж між фазами. Утворювана в результаті мікроструктура складається із індивідуальних зерен, обмежених оболонками аустеніту, де кожне зерно має одноваріантну орієнтацію дислокованих рейок, а не багатоваріантну орієнтацію, що обмежує стабільність аустеніту. Підходящими для використання в даному винаході композиціями сплавів є такі, що дозволяють утворюватися дислокованій рейковій структурі при обробці описаного типу. Легувальні елементи та їх кількості в цих композиціях вибираються в розрахунок на одержання температури M_s початку мартенситного перетворення на рівні принаймні 300°C , і краще, якщо принаймні 350°C .

Фіг.1. Мікроструктура відомих сплавів.

Фіг.2. Мікроструктура сплавів за даним винаходом.

Для забезпечення можливості утворення дислокованої рейкової мікроструктури композиція сплаву повинна бути такою, щоб її температура M_s складала приблизно 300°C і вище, а в кращому варіанті - приблизно 350°C і вище. Серед легувальних елементів, які в загальному випадку всі впливають на M_s , найсильніше на M_s діє вуглець, і для обмеження M_s бажаним рівнем можна просто обмежити вміст вуглецю в сплаві максимальним рівнем $0,35\%(\text{мас.})$. У кращих варіантах здійснення винаходу вміст вуглецю лежить у межах, приблизно, від $0,03\%(\text{мас.})$ до $0,35\%(\text{мас.})$, а в ще кращих - приблизно від $0,05\%(\text{мас.})$ до $0,33\%(\text{мас.})$.

Бажано також, щоб композиція сплаву вибиралася в розрахунок на уникнення утворення фериту під час початкового охолодження сплаву від аустенітної фази, тобто уникнення утворення зерен фериту перед подальшим охолодженням аустеніту для утворення дислокованої рейкової мікроструктури. Бажано також до композиції сплаву включати один і більше легувальних елементів із групи стабілізації аустеніту, що складається із вуг-

лецю (можливо вже включеного до складу, як зазначено вище), азоту, марганцю, нікелю, міді і цинку. Особливо кращими серед цих аустеніт-стабілізуючих елементів є марганець і нікель. При наявності нікелю концентрація його в кращому варіанті лежить у межах, приблизно, від $0,25\%(\text{мас.})$ до $5\%(\text{мас.})$, а при наявності марганцю концентрація останнього лежить у межах, приблизно, від $0,25\%(\text{мас.})$ до $6\%(\text{мас.})$. У багатьох випадках здійснення даного винаходу як легувальний елемент використовують також хром, концентрацію якого бажано витримувати в межах, приблизно, від $0,5\%(\text{мас.})$ до $12\%(\text{мас.})$. Отже наявність і вміст кожного з легувальних елементів може впливати на температуру початку мартенситного перетворення сплаву і, як зазначено вище, придатними для застосування згідно з даним винаходом є сплави, температура початку мартенситного перетворення яких складає принаймні 350°C . Відповідно до цього, добір легувальних елементів та їх кількостей потрібно робити, враховуючи це обмеження. Легувальним елементом, що в найбільшому ступені впливає на температуру початку мартенситного перетворення, є вуглець, і обмеження вмісту вуглецю максимальним рівнем $0,35\%(\text{мас.})$ у загальному випадку забезпечує обмеження температури початку мартенситного перетворення бажаним діапазоном. До складу сталі можуть бути включені також інші легувальні елементи, такі як молібден, титан, ніобій та алюміній, у кількостях, достатніх для того, щоб служити як центри зародкоутворення і одержання дрібнозернистої структури, але в достатньо малих концентраціях, щоб не впливати негативно на властивості виробленого за їх участі сплаву.

Кращі сплави згідно з даним винаходом, крім того, практично не містять карбідів. Вираз "практично не містять карбідів" тут означає, що в разі фактичної наявності в сталі певного вмісту карбідів розподіл і кількість цих виділень є такими, що карбіди чинять зневажливо малий вплив на робочі характеристики і, особливо, на корозійні характеристики виробленого сплаву. В разі їх наявності карбіди існують у формі виділень, включених у кристалічну структуру, і негативний вплив їх на робочі характеристики сплаву буде зведений до мінімуму, якщо розмір цих виділень не буде перевищувати $500\text{\AA}$. Особливо бажаним є уникнути виділень уздовж міжфазових меж.

Як зазначалося вище, мартенситно-аустенітні зерна з одноваріантною дислокованою рейковою мікроструктурою, тобто з рейками мартенситу і плівками аустеніту, орієнтованими в межах одного зерна в єдиному напрямку, утворюються шляхом зменшення розміру зерна до 10 мікронів і менше. У кращому варіанті розмір зерна лежить у межах, приблизно, від 1 мікрона до 10 мікронів, а в найкращому - в межах, приблизно, від 5 мікронів до 9 мікронів.

Хоча даний винахід поширюється на сплави з описаною вище мікроструктурою незалежно від металургійної обробки, застосовуваної для одержання такої мікроструктури, все ж певні способи обробки є згідно з даним винаходом кращими. До числа кращих способів обробки належить, передусім, комбінування підходящих компонентів, потріб-

них для виготовлення сплаву бажаного складу, слідом за чим стоїть гомогенізація (томління) сталі протягом часу і при температурі, достатніх для одержання однорідної аустенітної структури з усіма елементами і компонентами у стані твердого розчину. При цьому використовується температура повинна бути вищою температури рекристалізації аустеніту, яка може залежати від складу вихідного матеріалу і, в загальному випадку, легко визначатися фахівцями в даній галузі. Кращі результати більшою частиною досягаються, якщо томління проводять при температурах у межах від 1050°C до 1200°C. У разі потреби вироблюваний сплав може при цій температурі піддаватися обробці вальцюванням, куванням або тій та іншій.

По завершенню гомогенізації сплав піддають комбінованій обробці охолодженням і зменшенням зерна до бажаного розміру, який згідно із зазначеним вище становить 10 мікронів або менше, причому кращими є якомога вузчі діапазони розміру зерна. Зменшення розміру зерна може проводитися поетапно, але завершальне зменшення зерна звичайно досягається при проміжній температурі, що є вищою, але при цьому близькою до температури рекристалізації аустеніту. У кращому варіанті здійснення цього процесу сплав спочатку піддають вальцюванню (тобто динамічній рекристалізації) при температурі гомогенізації, після чого його охолоджують до проміжної температури і знов вальцюють для подальшої динамічної рекристалізації. Для вуглецевих легованих сталей за даним винаходом ця проміжна температура в загальному випадку лежить між температурою рекристалізації аустеніту і температурою на 50°C вище температури рекристалізації аустеніту. Для зазначених вище кращих складів вихідного матеріалу температура рекристалізації аустеніту становить, приблизно, 900°C, а температура, до котрої сталь охолоджується на цій стадії, лежить у межах, приблизно, від 900°C до 950°C, а в найкращому варіанті - в межах, приблизно, від 900°C до 925°C. Динамічна рекристалізація при цьому здійснюється за допомогою таких звичайних засобів, як контрольоване вальцювання, кування або те й інше. Зменшення зерна при вальцюванні досягає 10% і більше і в більшості випадків складає, приблизно, від 30% до 60%.

Після того, як досягається бажаний розмір зерна, сплав піддають гартуванню від температури вище температури рекристалізації аустеніту до M_s через область мартенситного перетворення кристалів аустеніту на дислоковану пакетну рейкову мікроструктуру. Утворювані при цьому пакети є приблизно такого самого малого розміру, що й зерна аустеніту, утворені на стадіях вальцювання, але аустеніт, що залишився в цих зернах, має форму тонких плівок, що подібно оболонці охоплюють кожне зерно. Як зазначалося вище, малий розмір зерна дозволяє лише на один варіант орієнтації тонкоплівкового аустеніту.

Окрім методу динамічної рекристалізації, зменшення розміру зерна може здійснюватися шляхом подвійної термообробки, при котрій бажаний розмір зерна досягається за допомогою тільки термічної обробки. При застосуванні цього способу сплав гартують, як описано у попередньому

параграфі, потім знов нагрівають до температури поблизу або трохи нижче температури рекристалізації аустеніту, після чого ще раз гартують для одержання або повернення до дислокованої рейкової мікроструктури. Температура повторного нагріву лежить у межах, переважно, 50°C від температури рекристалізації аустеніту і складає, наприклад, приблизно 870°C.

У кращих варіантах здійснення винаходу стадію гартування в усіх описаних вище процесах проводять зі швидкістю охолодження, достатньо великою для того, щоб уникнути утворення карбідних виділень, таких як бейніт і перліт, а також нітридних і карбонітридних виділень, залежно від складу сталі, як і утворення будь-яких виділень уздовж міжфазових меж. Використовувані тут терміни "міжфазове виділення" і "міжфазові виділення" означають виділення уздовж меж фаз і стосуються утворення дрібних включень сполук у місцях між мартенситною й аустенітною фазами, тобто між рейками і тонкими плівками, що розділяють ці рейки. Термін "міжфазові виділення" до самих аустенітних плівок відношення не мають. Утворення всіх цих різноманітних типів виділень, включаючи бейнітні, перлітні, нітридні і карбонітридні виділення, а також міжфазові виділення, узагальнені тут під назвою "самовідпуск".

Мінімальні швидкості охолодження, потрібні для уникнення явища самовідпуску, легко визначаються за діаграмою "температура перетворення - час" для даної сталі. Уздовж вертикальної осі цієї діаграми відкладена температура, а уздовж горизонтальної осі - час. Криві такої діаграми окреслюють області, де кожна з фаз існує сама по собі або у сполученні з іншою фазою або фазами. Діаграми такого типу показані в цитованому вище патенті США №6,273,968 B1 (Thomas). На таких діаграмах мінімальна швидкість охолодження окреслює діагональну лінію зниження температури в часі, яка прилягає до лівої сторони С-подібної кривої. Справа від цієї кривої лежить область наявності карбідів. Отже прийнятні швидкості охолодження проходять по лініях, що залишаються зліва від кривої, причому лінія найнижчої швидкості має найменшу крутизну і прилягає до кривої.

Залежно від композиції сплаву швидкість охолодження, достатньо велика для задоволення зазначеної вимоги, може потребувати для її досягнення охолодження водою або досягатися при охолодженні повітрям. У загальному випадку якщо вміст певних легувальних елементів у складі сталі, що охолоджується повітрям і має достатньо високу швидкість охолодження, є зниженим, то для утримання здатності сталі до охолодження повітрям потрібно піднімати рівні інших легувальних елементів. Наприклад, зниження вмісту одного з таких легувальних елементів, як вуглець, хром або кремній, може компенсуватися підвищенням рівня такого елемента, як марганець. Проте, які б регулювання тих чи інших легувальних елементів не проводилися, кінцевий склад композиції сплаву повинний бути таким, при якому температура M_s була б вищою рівня 300°C, а в кращому варіанті - вищою рівня 350°C.

Способи й умови обробки, зазначені в цитованих вище патентах США, можуть використовувати

тися при практичному здійсненні даного винаходу на таких стадіях, як нагрів вихідного матеріалу до аустенітної фази, охолодження сплаву при контрольованому вальцюванні або куванні, для досягнення бажаного обтиску і розміру зерна і на стадії гартування аустенітних зерен в області мартенситного перетворення для одержання дислокованої рейкової структури. До числа цих процесів належать лиття, термообробка і гаряча механічна обробка сплаву, наприклад, кування або вальцювання, і фінішна обробка при контрольованій температурі для оптимального зменшення розміру зерна. Контрольоване вальцювання несе декілька функцій, включаючи сприяння дифузії легувальних елементів для утворення гомогенної кристалічної фази аустеніту і сприяння зберіганню енергії деформації в зернах. На стадіях гартування контрольоване вальцювання заводить заново створювану мартенситну фазу в дислоковане упорядкування мартенситних рейок, розділених тонкими плівками залишкового аустеніту. Ступінь обтиску при вальцюванні може бути різним і легко визначається фахівцем. Гартування бажано проводити за якомога вищої швидкості охолодження для уникнення бейнітних, перлітних і міжфазових виділень. У дислокованих мартенситно-аустенітних рейкових кристалах залишкові аустенітні плівки повинні складати, приблизно, від 0,5% до 15% об'єму мікроструктури, краще - від 3% до 10%, і найкраще - максимум 5% об'єму мікроструктури.

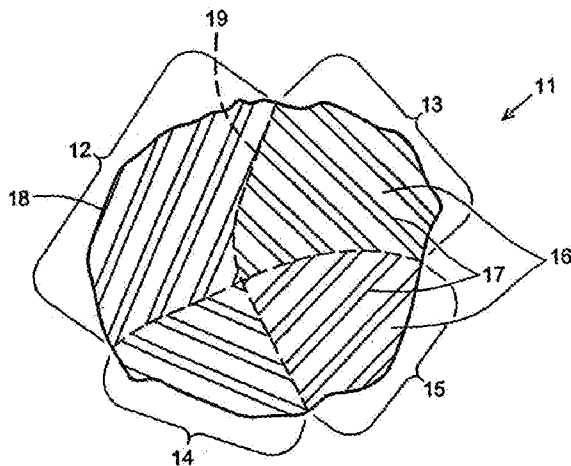
Порівняння Фіг.1 і 2 дозволяє наглядно ілюструвати відмінність даного винаходу від попередніх

технічних рішень. На Фіг.1 показане зерно 11, що має дислоковану рейкову структуру згідно з попереднім рівнем техніки. Це зерно містить чотири внутрішні ділянки 12, 13, 14 і 15, кожна з яких складається із дислокованих рейок 16 мартенситу, розділених тонкими плівками 17 аустеніту, де аустенітні плівки кожної з ділянок мають орієнтацію, відмінну від орієнтації аустенітних плівок інших ділянок (тобто є різноваріантними). Отже, в цій дислокованій рейковій мікроструктурі суміжні ділянки мають розривність. Зовні зерно охоплюється аустенітною оболонкою 18, а межі між ділянками 19 (показані штриховими лініями) не зайняті будь-якою дискретною кристалічною структурою виділень і не дають картини чіткого переходу від одного варіанта до іншого.

На Фіг.2 відображені два зерна, 21 і 22, за даним винаходом, кожне з яких складається із дислокованих рейок 23 мартенситу, розділених тонкими плівками 24 аустеніту лише в одному варіанті орієнтації останніх, і має також зовнішню аустенітну оболонку 25. Орієнтація одного зерна 21 відрізняється від орієнтації іншого зерна 22, але в кожному зерні вона має лише один варіант.

Все викладене вище має виключно ілюстративне призначення і жодним чином не обмежує інших варіантів і модифікацій різноманітних параметрів вихідного матеріалу, а також способів і умов обробки, що можуть бути втілені фахівцями в даній галузі в рамках базової і нової концепції даного винаходу, окреслених наведеною нижче його формулою.

Фіг. 1



Фіг. 2

