



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 120706

(13) C2

(51) МПК

C21D 7/13 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

C23C 2/04 (2006.01)

C23C 2/06 (2006.01)

C21D 9/46 (2006.01)

C21D 1/18 (2006.01)

C22C 38/02 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01)

C22C 38/38 (2006.01)

МІНІСТЕРСТВО РОЗВИТКУ  
ЕКОНОМІКИ, ТОРГІВЛІ ТА  
СІЛЬСЬКОГО ГОСПОДАРСТВА  
УКРАЇНИ

**(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД**

<b>(21)</b> Номер заявки:	<b>а 2017 04708</b>	<b>(72)</b> Винахідник(и):	<b>Арлазаров Артем (FR), Жу Канйін (FR)</b>
<b>(22)</b> Дата подання заявки:	<b>17.11.2015</b>	<b>(73)</b> Власник(и):	<b>АРСЕЛОРМІТТАЛ, 24-26, Boulevard d'Avranches, L-1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)</b>
<b>(24)</b> Дата, з якої є чинними права на винахід:	<b>27.01.2020</b>	<b>(74)</b> Представник:	<b>Слободянюк Алла Василівна, реєстр. №25</b>
<b>(31)</b> Номер попередньої заявки відповідно до Парижської конвенції:	<b>PCT/IB2014/066128</b>	<b>(56)</b> Перелік документів, взятих до уваги експертизою:	<b>UA 96739 C2, 12.12.2011 EP 2660345 A2, 06.11.2013 US 2014322559 A1, 30.10.2014</b>
<b>(32)</b> Дата подання попередньої заявки відповідно до Парижської конвенції:	<b>18.11.2014</b>		
<b>(33)</b> Код держави-учасниці Парижської конвенції, до якої подано попередню заявку:	<b>IB</b>		
<b>(41)</b> Публікація відомостей про заявку:	<b>28.08.2017, Бюл.№ 16</b>		
<b>(46)</b> Публікація відомостей про видачу патенту:	<b>27.01.2020, Бюл.№ 2</b>		
<b>(86)</b> Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ	<b>PCT/IB2015/058887, 17.11.2015</b>		

**(54) СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО СТАЛЕВОГО ВИРОБУ І СТАЛЕВИЙ ВИРІБ, ОТРИМАНИЙ У ТАКИЙ СПОСІБ****(57) Реферат:**

Спосіб виготовлення сталевих виробів включає стадії: отримання нагрітого сталевих вихідного виробу за температури, що знаходиться в діапазоні від 380 °C до 700 °C, який має метастабільну повністю аустенітну структуру і має склад, який містить в масових відсотках:  $0,15 \leq C \leq 0,40$ ,  $1,5 \leq Mn \leq 4,0$ ,  $0,5 \leq Si \leq 2,5$ ,  $0,005 \leq Al \leq 1,5$ , при цьому  $0,8 \leq Si + Al \leq 2,5$ ,  $S \leq 0,05$ ,  $P \leq 0,1$ , щонайменше один елемент, який вибирають з поміж Cr і Mo таким чином, що:  $0 < Cr \leq 4,0$ ,  $0 < Mo \leq 0,5$  і  $2,7 \leq Mn + Cr + 3Mo \leq 5,7$ , і необов'язково один або кілька елементів, вибраних з поміж:  $Nb \leq 0,1$ ,  $Ti \leq 0,1$ ,  $Ni \leq 3,0$ ,  $0,0005 \leq B \leq 0,005$ ,  $0,0005 \leq Ca \leq 0,005$ , при цьому залишок складається із заліза і неминучих домішок, які утворюються в результаті плавлення; проведення для вихідної

UA 120706 C2

продукції стадії гарячого формування за температури, що знаходяться в діапазоні від 700 °C до 380 °C, з сумарною деформацією  $\varepsilon_{\Sigma}$  в діапазоні від 0,1 до 0,7 щонайменше в одному місці нагрітого сталевого вихідного виробу для отримання повністю аустенітного гарячеформованого сталевого виробу, після цього загартовування гарячеформованого сталевого виробу в результаті його охолодження зі швидкістю охолодження  $VR_2$ , що перевершує критичну швидкість мартенситного охолодження, до температури загартовування QT, меншої, ніж Ms, з метою отримання структури, яка містить від 40 % до 90 % мартенситу, при цьому залишок структури є аустенітом; після цього збереження продукції за температури витримання PT в діапазоні від QT до 470 °C або повторного нагрівання до продукції до зазначеної температури і витримання продукції за температури PT протягом періоду часу Pt в діапазоні від 5 с до 600 с.

Даний винахід належить до способу виготовлення високоміцних сталевих виробів і до високоміцних сталевих виробів, отриманих таким способом.

Говорячи більш конкретно, даний винахід належить до способу виготовлення сталевих виробів, наприклад, листової сталі або сталевих деталей, що поєднує гарні характеристики відносного видовження і високу межу міцності.

Для виготовлення різних деталей в автомобільній промисловості для легкового автомобіля і вантажного автомобіля, на даний час використовують високоміцні листові сталі, отримані з DP-(двофазної)-сталі або TRIP-(з пластичністю, обумовленою мартенситним перетворенням)-сталі.

З метою зменшення маси устаткування, отриманого з даних сталей, дуже бажано збільшити межу міцності та граничної текучості без зменшення відносного видовження, що є необхідним для демонстрації гарних властивостей при обробці без погіршення здатності до зварювання.

З цією метою в публікації WO 2012/153008 пропонувалося використовувати сталі CMnSi, які містять, мас. % від 0,15 до 0,4 C, від 1,5 до 3 Mn і від 0,005 до 2 Si, при цьому такі сталі піддають термічній обробці з метою отримання повністю мартенситної структури.

Таким чином, в публікації WO 2012/153008 розкривається спосіб виготовлення листової сталі або сталевих деталей, де сталь нагрівають за температури в діапазоні від 1050 °C до 1250 °C, потім піддають чорновій прокатці за температури в діапазоні від 1150 °C до 900 °C, після цього охолоджують до температури в діапазоні від 380 °C до 600 °C, піддають кінцевій гарячій прокатці за даної температури, а згодом прямому загартовуванню до температури навикишнього середовища.

Даний спосіб виготовлення робить можливим отримання листової сталі або сталевих деталей, яка характеризується максимальною міцністю, більшою, ніж межа міцності для листових сталей, які виготовляються в результаті аустенізації сталі, а після цього загартовування для отримання повного мартенситного затвердіння.

Однак, навіть незважаючи на те, що даний спосіб не погіршує характеристик відносного видовження для сталі, він і не покращує даних властивостей. Сумарне відносне видовження TE для листових сталей, отриманих при використанні такого способу, в загальному випадку обмежується значенням, меншим, ніж 7%, для межі міцності, становить приблизно 1600 МПа.

Таким чином, залишається бажаною можливість виробництва листової сталі або сталевих деталей, яка характеризується межею плинності YS в діапазоні від більш ніж 1000 МПа аж до 1700 МПа, межею міцності TS в діапазоні від більш ніж 1300 МПа аж до 2000 МПа, рівномірним відносним видовженням UE, більшим, ніж 7%, сумарним відносним видовженням TE, більшим, ніж 10%, добутком межі міцності × сумарне відносне видовження (TS×TE), більшим, ніж 18 000% МПа, і добутком межі міцності × рівномірне відносне видовження (TS×UE), більшим, ніж 13 000% МПа. Дані властивості вимірюють відповідно до стандарту ISO 6892-1, опублікованому в жовтні 2009 року. Необхідно підкреслити те, що внаслідок відмінностей методів вимірювання, зокрема внаслідок відмінностей розміру досліджуваного зразка, значення сукупного відносного видовження відповідно до стандарту ISO дуже сильно відрізняються, зокрема є меншими в порівнянні зі значеннями сукупного відносного видовження відповідно до стандарту JIS Z 2201-05.

З цією метою даний винахід належить до способу виготовлення сталевих виробів, який включає наступні етапи:

- отримання нагрітого сталевих вихідного виробу за температури, що знаходиться в діапазоні від 380 °C до 700 °C, при цьому нагрітий сталевий вихідний виріб має метастабільну повністю аустенітну структуру, причому нагрітий сталевий вихідний виріб має склад, який включає в масових відсотках:

$0,15 \leq C \leq 0,40,$

$1,5 \leq Mn \leq 4,0,$

$0,5 \leq Si \leq 2,5,$

$0,005 \leq Al \leq 1,5,$

при цьому  $0,8 \leq Si + Al \leq 2,5,$

$S \leq 0,05,$

$P \leq 0,1,$

щонайменше, один елемент, який обирається з поміж Cr і Mo таким чином, що:

$0 \leq Cr \leq 4,0,$

$0 \leq Mo \leq 0,5$

і

$2,7 \leq Mn + Cr + 3 Mo \leq 5,7,$

і обов'язково один або кілька елементів, вибраних з поміж:

$Nb \leq 0,1,$

$Ti \leq 0,1$ ,  
 $Ni \leq 3,0$ ,  
 $0,0005 \leq B \leq 0,005$ ,  
 $0,0005 \leq Ca \leq 0,0005$ ,

5 При цьому решта складається з заліза і невід'ємних домішок, які утворюються в результаті плавлення,

- проведення для нагрітого сталевих вихідного виробу стадії гарячого формування за температури, що знаходяться в діапазоні від 700°C до 380°C, з сумарною деформацією  $\epsilon_6$  в діапазоні від 0,1 до 0,7 щонайменше в одному місці нагрітого сталевих вихідного виробу для отримання гарячеформованого сталевих виробу, при цьому структура сталі залишається повністю аустенітною, після цього

10 - загартовування гарячеформованого сталевих виробу в результаті його охолодження з швидкістю охолодження  $VR_2$ , яка перевершує критичну мартенситну швидкість охолодження, до температури загартовування  $QT$ , меншої, ніж температура початку мартенситного перетворення  $Ms$  для сталі, з метою отримання структури, яка містить від 40% до 90% мартенситу. При цьому решта структури є аустенітом, після цього

15 - зберігання виробу за температури витримування  $PT$  в діапазоні від  $QT$  до 470 °C або повторного нагрівання виробу аж до цієї температури і витримування виробу за температури  $PT$  протягом періоду часу  $Pt$  в діапазоні від 5 с до 600 с.

20 Відповідно до інших кращих аспектів винаходу спосіб має одну або кілька наступних ознак, що розглядаються окремо або відповідно до будь-якої технічно можливої комбінації:

- спосіб, крім того, включає стадію охолодження витриманого виробу аж до температури навколишнього середовища з швидкістю охолодження, вищою, ніж 0,005 °C/с, з метою отримання свіжого мартенситу;

25 - нагрітий сталевий вихідний виріб є гарячекатаною листовою сталлю, а сталевий виріб є листовою сталлю, і де стадію гарячого формування є стадія прокатки;

- стадія отримання нагрітого сталевих вихідного виробу включає:

30 - нагрівання сталевих напівфабрикату, який має склад, що відповідає пункту 1 формули винаходу, до температури, більшої, ніж температура  $AC_3$  для сталі, з метою отримання повністю аустенітної структури,

- проведення для згаданого сталевих напівфабрикату стадії чорнової прокатки за температури, більшої, ніж температура  $T_2$  в діапазоні від 1200 до 850 °C, з сумарною деформацією обтиску  $\epsilon_a$ , більшою, ніж 1, з метою отримання нагрітого сталевих вихідного виробу;

35 - нагрітий сталевий вихідний виріб характеризується середнім розміром аустенітного зерна, меншим, ніж 30 мкм;

- вихідний виріб є сталевих заготовкою, сталевий виріб є сталевих деталлю, і стадія отримання нагрітого сталевих вихідного виробу включає нагрівання сталевих заготовки до температури, більшої, ніж температура  $AC_3$  для сталі, з метою отримання повністю аустенітної структури;

40 - сталевих заготовка має товщину в діапазоні від 1,0 мм до 4,0 мм;

- стадія гарячого формування - це стадія гарячої прокатки;

- стадія гарячого формування - це стадія гарячого штампування;

- стадія гарячого формування - це стадія гарячого ротаційного видавлювання;

45 - стадія гарячого формування - це стадія роликів профілювання;

- сталевих заготовка має щонайменше один шар покриття;

- шар покриттів наносяться на вихідний виріб до нагрівання, а шар покриття є покриттям із алюмінію або на алюмінієвій основі або покриттям із цинку або на основі цинку.

50 Винахід також належить до сталевих виробу, який має склад, що містить в масових відсотках:

$0,15 \leq C \leq 0,40$ ,

$1,5 \leq Mn \leq 4,0$ ,

$0,5 \leq Si \leq 2,5$ ,

$0,005 \leq Al \leq 1,5$ ,

55 при цьому  $0,8 \leq Si + Al \leq 2,5$ ,

$S \leq 0,05$ ,

$P \leq 0,1 \%$ ,

щонайменше, один елемент, який обирається з поміж Cr і Mo таким чином, що:

$0 \leq Cr \leq 4,0$ ,

$0 \leq Mo \leq 0,5$

I

$2,7 \leq \text{Mn} + \text{Cr} + 3 \text{ Mo} \leq 5,7$ ,

I необов'язково один або кілька елементів, обраних з поміж

$\text{Nb} \leq 0,1$ ,

5

$\text{Ti} \leq 0,1$ ,

$\text{Ni} \leq 3,0$ ,

$0,0005 \leq \text{B} \leq 0,005$ ,

$0,0005 \leq \text{Ca} \leq 0,005$ ,

10 При цьому решта складається з заліза і невід'ємних домішок, які утворюються в ході плавлення,

Причому структура щонайменше одного із вихідних виробів складається з:

- відпущеного мартенситу або пластинок мартенситу без карбідів при відсотковій частці площі поверхні, що становить щонайменше 40%,

15 - свіжий мартенсит в формі островців або плівки, при цьому відсоткова частка площі поверхні для згаданого свіжого мартенситу знаходиться в діапазоні від 5% до 30%, і

- аустеніту при відсотковій частці площі поверхні в діапазоні від 5% до 35%.

У відповідності з іншими кращими аспектами винаходу сталевий виріб має одну або кілька з поміж наступних ознак, які розглядаються окремо або відповідно до будь-якої технічно можливої комбінації:

20 - добуток межі міцності TS для сталі і рівномірного відносного видовження UE для сталі є більшим або дорівнює 13000 МПа%;

- мартенситні пластинки мають середній розмір, менший, ніж 1 мкм, при цьому співвідношення сторін для згаданих мартенситних пластинок знаходиться в діапазоні від 2 до 5;

25 - максимальний розмір островців згаданого свіжого мартенситу, який характеризується співвідношенням сторін, меншим від 3, не перевищує 3 мкм;

- середній розмір колишнього аустенітного зерна менший, ніж 30 мкм;

- співвідношення сторін для колишнього аустенітного зерна є більшим, ніж 1,3;

30 - згаданий аустеніт має форму плівки або островців, при цьому найменший розмір згаданих плівок або островців має значення, що відступає 0,3 мкм, причому найбільший розмір згаданих плівок або островців має середнє значення, що допускає 2 мкм;

- згаданий відпущений мартенсит містить згідно відсоткової частки площі поверхні менше, ніж 0,5% карбідів у порівнянні з поверхнею згаданого відпущеного мартенситу, і згадані карбіди мають середній розмір, менший, ніж 50 нм;

- сталевий виріб є листовою сталлю, і структура всієї листової сталі складається з:

35 - відпущеного мартенситу або пластинок мартенситу без карбідів при відсотковій частці площі поверхні, що становить щонайменше 40%,

- свіжого мартенситу в формі островців або плівки, при цьому відсоткова частка площі поверхні для згаданого свіжого мартенситу знаходиться в діапазоні від 5% до 30%, і

- аустеніту при відсотковій частці площі поверхні в діапазоні від 5% до 35%;

40 - сталевий виріб є гарячештампованою сталеву деталлю, і структура щонайменше 20% об'єму гарячештампованої деталі складається з:

- відпущеного мартенситу або пластинок мартенситу без карбідів при відсотковій частці площі поверхні, що становить щонайменше 40%,

45 - свіжого мартенситу в формі островців або плівки, при цьому відсоткова частка площі поверхні для згаданого свіжого мартенситу знаходиться в діапазоні від 5% до 30%, і

- аустеніту при відсотковій частці площі поверхні в діапазоні від 5% до 35%;

- сталевий виріб має щонайменше один шар покриття;

- згаданий щонайменше один шар покриття є цинком або сплавом на цинковій основі або алюмінію або сплавом на алюмінієвій основі;

50 - згаданий щонайменше один шар покриттів наносять до гарячого штампування.

Тепер винахід буде описано докладно без введення обмежень і проілюстрований за допомогою прикладів і прикладних фігур, у числі яких:

Фіг. 1 є отриманою з використанням скануючого електронного мікроскопа (СЕМ) мікрофотографією, яка ілюструє мікроструктуру сталевого виробу, запропонованого винаходом;

55 Фіг. 2 і 3 є отриманими з використанням мікроскопів СЕМ мікрофотографіями, які ілюструють мікроструктуру сталевого виробу, отриманого за допомогою способів виробництва, які не відповідають даному винаходу;

Фіг. 4, 5 та 6 є графіками, які належить до механічних властивостей сталевого виробу, отриманого при використанні способів виготовлення, які відповідають або не відповідають описаним даним винаходом.

60

Сталевий виріб, запропонований даним винаходом, має наступний склад мас. %:

-  $0,15 \leq C \leq 0,40$  для забезпечення задовільної міцності і поліпшення стабільності залишкового аустеніту. Зокрема у випадку рівня вмісту вуглецю, меншого, ніж 0,15 мас., загартовуваність сталі не буде достатньо гарною, що не дозволяє досягти утворення достатньої кількості мартенситу із застосуванням запропонованого способу виготовлення. У випадку рівня вмісту С, більшого, ніж 0,40 мас., для сталі погіршиться здатність до зварювання. Дійсно, зварне з'єднання, виготовлене з листів, буде характеризуватися недостатньою ударною в'язкістю. Бажано рівень вмісту вуглецю є більшим або дорівнює 0,25 мас. Бажано рівень вмісту вуглецю не перевищує 0,33 мас.

-  $1,5 \leq Mn \leq 4,0$ . Марганець зменшує температуру  $A_{c1}$ ,  $A_{c3}$  і  $M_s$ , тобто, відповідно, температуру, за якої аустеніт починає формуватися при нагріванні ( $A_{c1}$ ), температуру, за якої перетворення аустеніту завершується при нагріванні ( $A_{c3}$ ), і температуру, за якої починається перетворення з аустеніту на мартенсит при охолодженні ( $M_s$ ). Таким чином, Mn покращує стабільність залишкового аустеніту в результаті більшого хімічного збагачення аустеніту за Mn і в результаті зменшення розміру зерна аустеніту. Зменшення розміру аустенітного зерна призводить до зменшення відстані дифузії і тому прискорює дифузію C і Mn, під час стадії витримувannya температури, яка може бути проведена під час циклу охолодження при термічній обробці. З метою отримання ефекту стабілізації, достатнього для забезпечення деформування сталі в температурному діапазоні від 700 до 380°C під час охолодження, рівень вмісту Mn повинен бути не меншим, ніж 1,5 мас. Крім того, у випадку якщо рівень вмісту Mn є більшим ніж 4 мас., з'являються зони сегрегації, які мають негативний вплив на придатність до відбортки внутрішніх крайок і погіршують реалізацію винаходу. Бажано рівень вмісту Mn є більшим ніж 1,8 мас. Бажано рівень вмісту Mn є не більшим ніж 2,5 мас.

-  $0,5 \leq Si \leq 2,5$  і  $0,005 \leq Al \leq 1,5$ , при цьому рівні вмісту кремнію і алюмінію, крім того, задовольняють наступному співвідношенню:  $0,8 \leq Si + Al \leq 2,5$ . Згідно з винаходом Si і Al спільно відіграють важливу роль:

Кремній затримує виділення цементиту при охолодженні нижче температури рівноважного перетворення  $A_{e3}$ . Тому додавання Si, сприяє стабілізації достатньої кількості залишкового аустеніту в формі острівців. Si, крім того, забезпечує зміцнення твердого розчину і уповільнює утворення карбідів під час перерозподілу вуглецю з мартенситу в аустеніт, що є результатом безпосереднього здійснення стадії повторного нагрівання і витримувannya, що проводиться після часткового мартенситного перетворення. При надмірно високому рівні вмісту на поверхні утворюються оксиди кремнію, що погіршує придатність для нанесення покриття на сталь. Тому рівень вмісту Si, бажано є меншим або дорівнює 2,5 мас.

Алюміній є дуже ефективним елементом для розкислення сталі в рідкій фазі під час виготовлення. Рівень вмісту Al є не меншим, ніж 0,005 мас. з метою отримання достатнього розкислення сталі в рідкому стані. Крім того, подібно до Si Al стабілізує залишковий аустеніт. Рівень вмісту Al є не більшим, ніж 1,5 мас. з метою уникнення появи включень, уникнення виникнення проблем з окисленням і забезпечення прокалюваності матеріалу.

Вплив Si і Al на стабілізацію аустеніту є подібним. У випадку рівнів вмісту Si і Al, таких, щоб  $0,8 \text{ мас} \leq Si + Al \leq 2,5$ , отримують задовільну стабілізацію аустеніту, що, тим самим, робить можливим отримання бажаних мікроструктур.

- Сірка і фосфор повинні зберігатися на низьких рівнях вмісту, тобто,  $S \leq 0,05$  мас і  $P \leq 0,1$  мас, з метою недопущення надмірного погіршення пластичності і ударної в'язкості для деталей. Внаслідок того, що досягнення надмірно низького рівня вмісту сірки є надто дорогим, з економічних причин кращим є рівень вмісту сірки, більший, ніж 0,0005 мас. Подібним чином кращим є рівень вмісту фосфору, більший, ніж 0,0005 мас.

Запропонована винаходом сталь містить щонайменше один елемент, обраний з поміж молібдену та хрому. Cr і Mo є дуже ефективними для затримувannya перетворення аустеніту і запобігання утворенню доєвтектоїдного фериту або бейніту і можуть бути використані для реалізації винаходу. Зокрема дані елементи впливають на діаграму ізотермічних перетворень при охолодженні (також відому під назвою діаграми час-температура-перетворення (ТТТ)): додавання Cr і Mo, призводить до відокремлення області феритно-перлітного перетворення від області бейнітного перетворення, при цьому феритно-перлітне перетворення відбувається за більш високих температур у порівнянні з бейнітним перетворенням. Таким чином, дані області перетворення мають вигляд двох різних "виступів" на діаграмі ТТТ, яка розкриває "западину", що робить можливим деформування сталі при охолодженні між даними двома виступами без стимулювання небажаного перетворення аустеніту на ферит, перліт і/або бейніт. Для композицій запропонованих винаходом даний температурний діапазон деформування лежить в

межах від 380 до 700°C. Гаряче формування метастабільного аустеніту в даному діапазоні відоме під назвою "аусформінг".

У випадку утримання в композиції сталі Cr, рівень вмісту Cr повинен бути не більшим, ніж 4,0 мас.%. Дійсно, вище даного значення ефект від Cr насичується, і збільшення рівня його вмісту було б дорогим без отримання будь-якого позитивного ефекта.

У випадку утримання в композиції сталі Mo, рівень вмісту Mo буде не більшим, ніж 0,5 мас.% внаслідок його високої вартості.

Крім того, відповідно до винаходу, рівні вмісту Mn, Cr і Mo є такими, щоб  $2,7 \text{ мас.}\% \leq \text{Mn} + \text{Cr} + 3 \text{ Mo} \leq 5,7 \text{ мас.}\%$ . Коефіцієнти для Mn, Cr і Mo в даному співвідношенні відображають відповідно їх здатність запобігати перетворенню аустеніту і забезпечувати затвердіння для отримання необхідних механічних властивостей.

Запропонована винаходом сталь необов'язково містить ніобій і/або титан.

У випадку присутності в складі Nb, рівень вмісту Nb не повинен бути більшим, ніж 0,1 мас.%, а краще більшим, ніж 0,025 мас.%. У випадку присутності в складі Ti, рівень вмісту Ti не повинен бути більшим, ніж 0,1 %, а краще більшим, ніж 0,01 мас.%.

В таких кількостях Nb має сильний синергійний ефект разом з B в плані покращання здатності до прокалювання сталі, а Ti може захищати B від утворення BN. Крім того, додавання Nb і Ti, може привести до збільшення стійкості до розм'якшення мартенситу під час відпускання.

Даний ефект від Nb і Ti, помітно проявляється при рівнях вмісту Nb і Ti, більших, відповідно, ніж 0,025 мас.% і 0,01 мас.%.

Кожен з рівнів вмісту Nb і Ti є не більшим, ніж 0,1 мас.% з метою обмеження затвердіння сталі за високих температур, яке забезпечують дані елементи, що зробить проблематичним виробництво тонколистового металу внаслідок збільшення зусиль під час гарячої прокатки.

Необов'язково композиція може містити нікель в кількості, меншій або рівній 3,0 мас.%, а краще більшій, ніж 0,001 мас.%.

Сталь необов'язково може містити бор в кількості, яка знаходиться в діапазоні від 0,0005 мас.% до 0,005 мас.%, з метою збільшення здатності сталі до загартування. Дійсно, істотне деформування аустеніту могло б в результаті призводити до прискореного перетворення аустеніту на ферит під час охолодження. Додавання B в кількості, що знаходиться в діапазоні від 0,0005 мас.% до 0,005 мас.%, сприяє запобіганню даного раннього феритного перетворення.

Необов'язково сталь може містити кальцій в кількості, яка знаходиться в діапазоні від 0,0005 мас.% до 0,005 мас.%; в результаті об'єднання з O і S Ca сприяє уникненню утворення великорозмірних включень, які негативно впливають на пластичність сталей.

Залишок складу сталі є залізом і домішками, які утворюються в результаті плавлення. Домішки можуть включати азот, при цьому рівень вмісту N є не більшим, ніж 0,010 мас.%.

Спосіб виготовлення сталевих виробів, запропонованого винаходом, має на меті виготовлення сталевих виробів, який має щонайменше в одному місці виробу, мікроструктуру, яка складається з відпущеного мартенситу або пластинок мартенситу без карбідів при відсотковій частці площі поверхні, яка становить щонайменше 40%, свіжого мартенситу, присутнього в формі острівців або плівки, при цьому процентна частка площі поверхні для згаданого свіжого мартенситу знаходиться в діапазоні від 5% до 30%, і залишкового аустеніту при відсотковій частці площі поверхні в діапазоні від 5% до 35%.

Дані ознаки мікроструктури можуть бути присутніми в усій сукупності продукції або тільки в деяких місцях з метою протидії впливу локально жорсткої напруги. В останньому випадку дані ознаки мікроструктури повинні бути присутніми щонайменше в 20% об'єму виробу з метою отримання значного опору міцності.

Далі буде описано спосіб виготовлення. Спосіб включає стадію отримання нагрітого сталевих вихідного виробу за температури, яка знаходиться в діапазоні від 380°C до 700°C, при цьому нагрітий сталевий вихідний виріб має повністю аустенітну структуру. При згадуванні нижче даного температурного діапазону і складу сталі необхідно розуміти те, що дана аустенітна структура знаходиться в метастабільних станах, тобто, що даний нагрітий сталевий вихідний виріб отримують зі стадією нагрівання в аустенітному діапазоні з подальшим охолодженням з швидкістю, яка є досить високою для того, щоб аустеніт не мав би часу на перетворення.

Нагрітий вихідний виріб, крім того, має склад, який містить в масових відсотках:

0,1  $5 \leq C \leq 0,40$ ,

1,  $5 \leq \text{Mn} \leq 4,0$ ,

0,  $5 \leq \text{Si} \leq 2,5$ ,

0,005  $\leq \text{Al} \leq 1,5$ ,

при цьому  $0,8 \leq \text{Si} + \text{Al} \leq 2,5$ ,  
 $\text{S} \leq 0,05$ ,  
 $\text{P} \leq 0,1$ ,

щонайменше один елемент, який обирається з поміж Cr і Mo таким чином, що:

$0 \leq \text{Cr} \leq 4$ ,  
 $0 \leq \text{Mo} \leq 2$

і

$2,7 \leq \text{Mn} + \text{Cr} + 3 \text{Mo} \leq 5,7$ ,

і необов'язково один або кілька елементів, які обираються з поміж

$\text{Nb} \leq 0,1$ ,

$\text{Ni} \leq 3,0$ ,

$\text{Ti} \leq 0,1$ ,

$0,0005 \leq \text{B} \leq 0,005$ ,

$0,0005 \leq \text{Ca} \leq 0,005$ ,

при цьому решта складається з заліза і немінучих домішок, які утворюються в результаті плавлення.

нагрітий вихідний виріб є, наприклад, напівфабрикатом або заготовкою.

Напівфабрикат визначають як лист, який піддавали стадії гарячої прокатки, але товщина якого на даному етапі є більшою, ніж бажана кінцева товщина.

Заготовку визначають як результат різання листової або рулонної сталі для отримання форми, яка співвідноситься з бажаною кінцевою геометрією виробленої продукції.

Відповідно до винаходу нагрітий вихідний виріб піддають щонайменше в одному місці вихідного виробу впливу стадії гарячого формування за температури, яка знаходиться в діапазоні від 700 °C до 380 °C, з сумарною деформацією в діапазоні від 0,1 до 0,7. При цьому структура сталі залишається повністю аустенітною, тобто, проводять аусформінг.

Стадія гарячого формування може бути проведена на одній або декількох послідовних ступенях. Оскільки режими деформування можуть відрізнятися при переході від однієї точки виробу до іншої внаслідок геометрії виробу та режимів локальних напружень, еквівалентну сумарну деформацію  $\epsilon_6$  в кожній точці виробу визначають у вигляді  $\epsilon_6 = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\epsilon_1^2 + \epsilon_1 \epsilon_2 + \epsilon_2^2}$ , де  $\epsilon_1$  і  $\epsilon_2$  є головними деформаціями, сумарно накопиченими на все щаблях деформування.

У випадку проведення гарячого формування в результаті гарячої прокатки сумарну деформацію  $\epsilon_6$  визначатимуть виходячи з первинної товщини листа  $t_i$  до гарячої прокатки і кінцевої товщини листа  $t_f$  після гарячої прокатки у вигляді:  $\epsilon_6 = \ln \left( \frac{t_i}{t_f} \right)$ .

За даних умов отримують пластично деформовану аустенітну структуру, де рекристалізація не протікає.

Стадія гарячого формування відбувається в інтервалі температур від  $T_3$  до  $T'_3$ , які обидві знаходяться в діапазоні від 380 °C до 700 °C, наприклад, від 550 °C до 450 °C, з метою забезпечення зменшення розміру зерна аустеніту, уникнення рекристалізації деформованого аустеніту і уникнення перетворення аустеніту під час стадії гарячого формування. Зокрема внаслідок складу сталі під час даної стадії гарячого формування уникають утворення фериту, перліту і/або бейніту.

Дійсно, відповідно до представленого вище розкриття винаходу Mn покращує стабільність залишкового аустеніту.

Крім того, Cr і Mo, затримує перетворення аустеніту і запобігає утворенню доевтектоїдного фериту або бейніту в результаті відділення області феритно-перлітного перетворення від області бейнітного перетворення. Таким чином, дані області перетворення мають вигляд двох різних "виступів" на діаграмі ізотермічних перетворень (також відомої під назвою діаграми час-температура-перетворення (TTT)), таким чином, розкриваючи "вікно", що робить можливим деформування сталі при охолодженні між даними двома виступами без утворення фериту, перліту і/або бейніту. Таким чином, стадію гарячого формування ("аусформінг") бажано проводити за температури в межах даного вікна.

Стадія гарячого формування призводить до збільшення межі міцності TS і межі текучості YS сталі у порівнянні з тими, що мають місце для сталі, яка не піддавалася впливу такої стадії гарячого формування. Зокрема стадія гарячого формування призводить до збільшення  $\Delta TS$  для межі міцності, що становить щонайменше 150 МПа, і до збільшення  $\Delta YS$  для межі текучості, що становить щонайменше 150 МПа.



На даний момент гарячеформована продукція має структуру, що складається з деформованого аустеніту, при цьому ступінь деформування аустеніту знаходиться в діапазоні від 0,1 до 0,7, і при цьому середній розмір зерен аустеніту є меншим, ніж 30 мкм, бажано меншим, ніж 10 мкм.

Відповідно до винаходу після цього гарячеформований виріб піддають загартуванню шляхом його охолодження з швидкістю охолодження  $VR_2$  більшою, ніж критична мартенситна швидкість охолодження, до температури загартування QT, меншої, ніж температура початку мартенситного перетворення Ms сталі, з метою отримання структури, яка містить від 40% до 90% мартенситу, при цьому залишок структури є аустенітом.

Внаслідок того, що бажаною є наявність кінцевої структури, яка містить значну кількість залишкового аустеніту, тобто, в діапазоні від 5% до 35%, температура інтервалу QT не повинна бути надмірно низькою і повинна бути обрана відповідно до бажаної кількості залишкового аустеніту, в будь-якому випадку повинна бути більшою, ніж температура перетворення Mf для сталі, тобто, температура, за якої мартенситне перетворення є повним. Говорячи більш конкретно, для кожного хімічного складу сталі можливим є визначення оптимальної температури загартування QTop, яка забезпечує досягнення бажаного рівня вмісту залишкового аустеніту. Фахівці у відповідній галузі техніки знають, як визначити дану теоретичну температуру загартування QTop.

Внаслідок протікання мартенситного перетворення з деформованого і подрібненого зерна аустеніту зменшення розмірів пластинок мартенситу є більшим, ніж на попередньому рівні техніки, як це буде пояснено нижче.

З метою надійного забезпечення вмісту в структурі від 40% до 90% мартенситу для складу відповідно до зазначених вище діапазонів, температура загартування QT бажано є меншою, ніж  $Ms-20^{\circ}C$ , а бажано знаходиться в діапазоні від  $100^{\circ}C$  до  $350^{\circ}C$ .

Без додаткового охолодження виробу, мікроструктура якого на даний момент власне складається з аустеніту і мартенситу, безпосередньо після цього зберігають за температури витримування PT, яка знаходиться в діапазоні від QT до  $470^{\circ}C$ , або повторно нагрівають аж до неї.

Наприклад, виріб повторно нагрівають до температури витримування PT, більшої ніж Ms.

Після цього виріб зберігають за температури PT протягом періоду часу Pt, при цьому Pt знаходиться в діапазоні від 5 с до 600 с.

Під час даної стадії витримування вуглець розподіляється між мартенситом і аустенітом, тобто, дифундує з мартенситу в аустеніт, що призводить до поліпшення пластичності мартенситу і збільшення рівня вмісту вуглецю в аустеніті без появи значної кількості бейніту і/або карбідів. Збагачений аустеніт робить можливим отримання TRIP-(з пластичністю, обумовленою мартенситним перетворенням)- впливу на кінцевий виріб.

Ступінь розподілу збільшується при збільшенні тривалості стадії витримування. Таким чином, час витримування Pt обирають досить тривалим для отримання як можна більш повного розподілу. З метою оптимізування збагачення аустеніту за вуглецем тривалість витримування Pt повинна бути більшою, ніж 5 с, а бажано більшою, ніж 20 с.

Однак, надмірна тривалість може привести до розкладання аустеніту і надмірного розподілу для мартенситу і, таким чином, погіршення механічних властивостей. Таким чином, тривалість обмежують з метою якомога більшого уникнення утворення фериту. Тому тривалість витримування Pt повинна бути меншою, ніж 600 с. Врешті виріб охолоджують аж до температури навколишнього середовища з швидкістю охолодження, необхідною для створення від 5% до 30% свіжого мартенситу і отримання процентної частки площі поверхні для залишкового аустеніту в діапазоні від 5% до 35%. Бажано швидкість охолодження повинна бути більшою, ніж  $0,005^{\circ}C/s$ .

Стадії загартування і витримування визначають як стадії "загартування і розподілу" ("Q - P").

Таким чином отриманий сталевий виріб характеризується наявністю в тому місці, яке піддається впливу стадії гарячого формування, мікроструктури, яка складається з відпущеного мартенситу або пластинок мартенситу без карбідів при процентній частці площі поверхні, яка складає щонайменше 40 % свіжого мартенситу в формі острівців або плівки, при цьому процентна частка площі поверхні для згаданого свіжого мартенситу знаходиться в діапазоні від 5% до 30%, і залишкового аустеніту при відсотковій частці площі поверхні в діапазоні від 5% до 35%.

Пластинки мартенситу є дуже тонким. Бажано дані пластинки мартенситу відповідно до характеристик отриманих з використанням методу ДЗРЕ мають середній розмір, який становить щонайбільше 1 мкм.

Крім того, середнє співвідношення сторін для даних пластинок мартенситу бажано знаходиться в діапазоні від 2 до 5.

Дані ознаки, наприклад, визначають в результаті спостереження мікроструктури з використанням скануючого електронного мікроскопа, що має емісійну гармату ("ЕГ-СЕМ") при збільшенні, більшому, ніж 1200×, у поєднанні з пристроєм дифракції зворотного розсіювання електронів ("ДЗРЕ"). Дві суміжні пластинки визначають як роздільні пластинки при їх розорієнтації щонайменше на 5 °. Після цього морфологію індивідуалізованих пластинок визначають в результаті проведення аналізу зображень при використанні звичайного програмного забезпечення, відомого фахівцям у відповідній галузі техніки. Таким чином, для кожної пластинки визначають найбільший розмір  $I_{\max}$ , найменший розмір  $I_{\min}$  і співвідношення сторін  $\frac{I_{\max}}{I_{\min}}$ . Це визначення проводять відносно зразка за наявності щонайменше 1000

пластинок. Середнє співвідношення сторін  $\overline{\frac{I_{\max}}{I_{\min}}}$ , яке після цього визначають для даного зразка,

бажано знаходиться в діапазоні від 2 до 5.

Відпущений мартенсит і пластинки мартенситу містять менше, ніж 0,5% карбідів відносно відсоткової частки площі поверхні у порівнянні з тим, що має місце для поверхні згаданого відпущеного мартенситу і пластинок. Дані карбіди мають середній розмір, менший, ніж 50 нм.

Найбільший розмір острівців свіжого мартенситу, які характеризуються співвідношенням сторін, меншим від 3, не сягає 3 мкм.

Залишковий аустеніт є обов'язковим зокрема для поліпшення пластичності. Як це було видно вище, залишковий аустеніт деформують із ступенем деформації, що знаходиться в діапазоні від 0,1 до 0,7.

Бажано залишковий аустеніт має форму плівки або острівців. Найменший розмір даних плівок або острівців має значення, що поступаються 0,3 мкм, а найбільший розмір даних плівок або острівців має середнє значення, що поступаються 2 мкм. Зменшення розміру зерна аустеніту призводить до поліпшення його стабільності, як під час деформації, коли залишковий аустеніт перетворюється на мартенсит в межах великого інтервалу деформації. Залишковий аустеніт також стабілізується в результаті розподілу вуглецю з мартенситу в аустеніт.

Середній розмір колишнього аустенітного зерна, який є середнім розміром аустеніту безпосередньо до його перетворення при охолодженні, тобто, в цьому випадку, середній розмір аустеніту для подачі далі на стадію гарячого формування, є меншим, ніж 30 мкм, бажано меншим, ніж 10 мкм. Крім того, співвідношення сторін для колишнього аустенітного зерна є більшим, ніж 1,3.

Для визначення цього співвідношення сторін колишні аустенітні зерна виявляють у кінцевій продукції із застосуванням відповідного методу, відомого фахівцям у відповідній галузі техніки, наприклад, шляхом травлення з використанням реактиву для травлення на основі пікринової кислоти. Колишні аустенітні зерна спостерігають за допомогою оптичного мікроскопа або скануючого електронного мікроскопа. Після цього визначають співвідношення сторін для колишніх аустенітних зерен в результаті аналізу зображень за допомогою звичайного програмного забезпечення, відомого фахівцям у відповідній галузі техніки. Відносно зразка при щонайменше 300 зернах визначають максимальний об'єм і найменший розмір колишніх аустенітних зерен і визначають співвідношення сторін для зерен у вигляді співвідношення між максимальним розміром і найменшим розміром. Співвідношення сторін, яке після цього визначають у вигляді середньої величини для значень, отриманих відносно зразків є більшим ніж 1,3.

При використанні даного способу виготовлення можливим є отримання високоміцного сталевого виробу, який характеризується межею плинності  $YS$  в діапазоні від більше, ніж 1000 МПа аж до 1700 МПа і межею міцності  $TS$  в діапазоні від більше, ніж 1300 МПа аж до 2000 МПа разом з рівномірним відносним видовженням  $UE$ , яке складає щонайменше 7%, і загальним відносним видовженням  $TE$ , яке складає щонайменше 10%, при цьому добуток  $TS \times TE$  є більшим, ніж 18000 МПа%, а добуток  $TS \times UE$  є більшим від 13000 МПа%.

Дійсно, навіть в тому випадку, якщо загартовування до температури  $QT$  з подальшою стадією витримування за температури  $PT$  в результаті призводить до зменшення процентної частки площі поверхні мартенситу в мікроструктурі сталі, що могло б призводити до зменшення межі міцності  $TS$ , дана обробка буде викликати збільшення пластичності мартенситу в результаті зменшення розміру зерен структури, забезпечувати відсутність карбідних виділень і призводити до утворення аустеніту, збагаченого за вуглецем, так що дана обробка в результаті

призведе до збільшення межі плинності  $YS$ , межі міцності  $TS$  і рівномірного і сумарного відносного видовження.

Відповідно до одного першого варіанта здійснення винаходу здійснюють спосіб виготовлення листової сталі.

5 Відповідно до даного першого варіанта здійснення нагрітий вихідний виріб є гарячекатаною листовою сталлю, яка має склад, який відповідає винаходу, а стадія гарячого формування є стадією гарячої прокатки.

10 Стадія отримання нагрітого вихідного виробу, який має повністю аустенітну структуру, включає отримання напівфабрикату, який має склад, що відповідає винаходу, нагрівання напівфабрикату до температури  $T_1$ , більшої, ніж температура  $AC_3$  для сталі, з метою отримання повністю аустенітної структури і проведення для напівфабрикату стадії чорнової прокатки з сумарною деформацією  $\epsilon_a$ , більшою, ніж 1, з метою отримання гарячекатаної листової сталі.

15 Напівфабрикат отримують шляхом відливання сталі, яка має склад, що відповідає винаходу. Відливання може бути проведене у формі злитків або слябів, які безперервно відливаються, і які мають товщину, що становить приблизно 200 мм. Відливання також може бути проведене з метою отримання тонких слябів, які мають товщину в кілька десятків міліметрів, наприклад, в діапазоні від 50 мм до 80 мм.

20 Напівфабрикат піддають повній аустенізації в результаті нагрівання до температури  $T_1$ , яка знаходиться в діапазоні від 1050 до 1250 °C, протягом періоду час  $t_1$ , достатнього для забезпечення повної аустенізації. Таким чином, температура  $T_1$  є більшою, ніж температура  $AC_3$ , за якої завершується перетворення фериту на аустеніт при нагріванні. Таким чином, дане нагрівання в результаті призводить до повної аустенізації сталі і до розчинення карбонітридів Nb, які можуть бути присутніми в вихідній продукції. Крім того, температура  $T_1$  є досить високою для забезпечення проведення наступної стадії чорнової прокатки вище  $A_{r3}$ .

25 Після цього напівфабрикат піддають чорновій прокатці за температури, що знаходиться в діапазоні від 1200 °C до 850 °C, за температури кінцевої прокатки  $T_2$ , більшої, ніж  $A_{r3}$ , з метою збереження повністю аустенітної структури сталі на даному етапі.

Загальна деформація  $\epsilon_a$  для чорнової прокатки є більшою, ніж 1. При позначенні через  $t_i$  товщини напівфабрикату до чорнової прокатки і через  $t_f$  товщини напівфабриката після  
30 завершення чорнової прокатки значення  $\epsilon_a$  розраховують у вигляді:  $\epsilon_a = \ln\left(\frac{t_i}{t_f}\right)$ .

Таким чином отриманий середній розмір аустенітного зерна є меншим, ніж 30 мкм. На даному етапі середній розмір аустенітного зерна може бути виміряний за допомогою дослідів, де сталевий зразок піддають прямому загартуванню після стадії чорнової прокатки. Після цього зразок розрізають вздовж напрямку, паралельного до напрямку прокатки, для отримання  
35 поверхні зрізу. Поверхню зрізу полірують і піддають травленню з використанням реактиву, відомого фахівцям у відповідній галузі техніки, наприклад, реактиву Бехета-Божара, який проявляє межі колишніх аустенітних зерен.

Після цього гарячекатану сталь охолоджують до температури  $T_3$ , яка знаходиться в діапазоні від 380 °C до 700 °C, з швидкістю охолодження  $VR_1$ , більшою, ніж 2°C/c, з метою  
40 уникнення перетворення аустеніту.

Потім гарячекатану сталь піддають дії стадії кінцевої гарячої прокатки з сумарною деформацією  $\epsilon_6$ , яка знаходиться в діапазоні від 0,1 до 0,7. Кінцеву гарячу прокатку проводять в температурному діапазоні від 380 °C до 700 °C.

45 Таким чином отримана гарячекатана листова сталь має структуру, яка все ще складається з аустеніту за наявності аустенітного зерна з розміром, меншим від 30 мкм, бажано меншим від 10 мкм. Таким чином, гарячекатаний лист піддають аусформінгу.

Після цього гарячекатану листову сталь охолоджують з швидкістю охолодження  $VR_2$ , більшою, ніж критична швидкість мартенситного охолодження, аж до температури загартування інтервалу QT з метою отримання процентної частки площі поверхні мартенситу в діапазоні від 40% до 90%, при цьому решта є неперетвореним аустенітом. Температура QT бажано є меншою, ніж Ms-20 °C і більшою, ніж Mf, яка, наприклад, знаходиться в діапазоні від 100 °C до 350 °C. Без додаткового охолодження лист безпосередньо після цього зберігають за температури витримування PT, яка знаходиться в діапазоні від QT до 470 °C, або повторно нагрівають від температури QT аж до даної температури витримування PT і зберігають за  
50 температури PT протягом періоду часу Pt, при цьому Pt знаходиться в діапазоні від 5 с до 600 с. Під час даної стадії витримування вуглець розподіляється між мартенситом і аустенітом, тобто, дифундує з мартенситу в аустеніт без створення карбідів. Ступінь розподілу збільшується при збільшенні тривалості стадії витримування. Таким чином, тривалість обирають достатньою для

отримання як можна повніший розподіл. Однак, надмірна тривалість може викликати розкладання аустеніту і надмірно великий розподіл для мартенситу і, таким чином, погіршення механічних властивостей. Таким чином, тривалість обмежують з метою якомога більшого уникнення утворення фериту. На закінчення, лист охолоджують аж до температури

5 навколишнього середовища з швидкістю охолодження, більшою, ніж  $0,005^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , з метою отримання від 5% до 30% свіжого мартенситу і з метою отримання процентної частки площі поверхні для залишкового аустеніту в діапазоні від 5% до 35%.

Відповідно до одного другого варіанта здійснення винаходу спосіб виготовлення здійснюють для виготовлення сталевих деталей.

10 Відповідно до даного другого варіанта здійснення вихідний виріб є сталеву заготовку, яка має склад, запропонований винаходом.

Стадія отримання нагрітого вихідного виробу включає отримання сталевих заготовок, яка має склад, запропонований винаходом, і нагрівання сталевих заготовок до температури, більшої, ніж температура  $A_{C_3}$  для сталі, з метою отримання повністю аустенітної структури.

15 Сталева заготовка має товщину в діапазоні, наприклад, від 1,0 мм до 4,0 мм.

Дану сталеву заготовку отримують в результаті розрізання листової або рулонної сталі для отримання форми, яка співвідноситься з бажаною кінцевою геометрією виробленої деталі.

Дана сталеву заготовку може не мати покриття або необов'язково мати попереднє покриття. Попереднє покриття може бути з алюмінію або сплаву на алюмінієвій основі. В останньому

20 випадку попереднє покриття може бути отримане в результаті занурення пластини в ванну зі сплавом Si-Al, що містить при розрахунку на масу від 5% до 11% Si, від 2% до 4% Fe, необов'язково від 15 ч./млн. до 30 ч./млн. Ca, при цьому залишок складається з Al і домішок, які утворюються в результаті плавлення.

Попереднє покриття може бути з цинку або сплаву на цинковій основі. Попереднє покриття

25 може бути отримане в результаті безперервного гарячого цинкування зануренням або в результаті цинкування з відпалом.

Сталеву заготовку спочатку нагрівають до температури  $T_1$ , більшої, ніж температура  $A_{C_3}$  для сталі, яка бажано знаходиться в діапазоні від  $900^{\circ}\text{C}$  до  $950^{\circ}\text{C}$ , з швидкістю нагрівання, наприклад, більшою, ніж  $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , з метою отримання повністю аустенітної структури. Заготовку зберігають за температури  $T_1$  з метою отримання однорідної температури всередині заготовки. Залежно від товщини заготовки, що знаходиться в діапазоні від 1,0 мм до 4,0 мм, час витримання за температури  $T_1$  знаходиться в діапазоні від 3 хвилин до 10 хвилин.

Дана стадія нагрівання, яку бажано проводять в печі, в результаті призводить до повної аустенізації сталі.

35 Після цього нагріту сталеву заготовку витягують з печі, переводять в пристрій для гарячого формування, наприклад, гарячештампувальний прес, і охолоджують до температури  $T_3$ , що знаходиться в діапазоні від  $380^{\circ}\text{C}$  до  $700^{\circ}\text{C}$ , з швидкістю охолодження  $VR_1$ , більшою, ніж  $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , з метою уникнення перетворення аустеніту. Перенесення заготовки може бути проведене до або після охолодження заготовки до температури  $T_3$ . У будь-якому випадку дане перенесення повинне бути досить швидким з метою уникнення перетворення аустеніту. Після цього сталеву заготовку піддають впливу стадії гарячого формування в температурному діапазоні, в межах від  $380^{\circ}\text{C}$  до  $700^{\circ}\text{C}$ , наприклад, в межах від  $450^{\circ}\text{C}$  до  $550^{\circ}\text{C}$ , з метою забезпечення затвердіння аустеніту, уникнення рекристалізації деформованого аустеніту і уникнення перетворення аустеніту під час стадії гарячого формування. Таким чином, дану

40 стадію гарячого формування проводять в результаті аусформінгу.

Деформування може бути проведене за допомогою способів, таких, як гаряча прокатка або гаряче штампування в пресі, роликове профілювання або гаряче ротаційне видавлювання.

Стадія гарячого формування може бути проведена на одному або декількох етапах. Заготовку деформують з деформацією  $\epsilon_6$ , яка знаходиться в діапазоні від 0,1 до 0,7

50 щонайменше в одному місці заготовки.

Відповідно до одного варіанту здійснення режим деформування вибирають таким чином, накопичена деформація  $\epsilon_6$  перебувала б в діапазоні від 0,1 до 0,7 по всій заготовці.

Необов'язково деформування проводять таким чином, щоб даний стан був реалізований тільки в деяких конкретних місцях заготовки, які відповідають місцям, які піддаються впливу

55 найбільшої напруги, де бажаними є особливо високі механічні властивості. Місця в таким чином деформованій заготовці представляють щонайменше 20% об'єму заготовки з метою отримання значного поліпшення механічних властивостей в кінцевій деталі.

В основі цього варіанта здійснення отримують виріб, який має механічні властивості, які відрізняються при переході від однієї точки виробу до іншої.

Таким чином отримана сталева деталь в місцях, які зазнають впливу стадії гарячого формування, має структуру, яка складається з аустеніту, що характеризується розміром аустенітного зерна, меншим від 30 мкм, бажано меншим від 10 мкм.

Після цього таким чином отриману сталеву деталь охолоджують з швидкістю охолодження  $VR_2$ , яка перевершує критичну швидкість мартенситного охолодження, до температури загартовування QT, бажано меншої, ніж  $Ms-20^\circ C$ , яка, наприклад, знаходиться в діапазоні від  $100^\circ C$  до  $350^\circ C$ , з метою отримання процентної частки площі поверхні мартенситу, що знаходиться в діапазоні від 40% до 90%, при цьому залишок є аустенітом.

Потім сталеву деталь повторно нагрівають аж до температури витримування PT, яка знаходиться в діапазоні від QT до  $470^\circ C$ , або зберігають при ній і зберігають за температури PT протягом періоду часу  $Pt$ , при цьому  $Pt$  знаходиться в діапазоні від 5 сек до 600 сек.

На закінчення, деталь охолоджують аж до температури навколишнього середовища з швидкістю охолодження, більшою, ніж  $0,005^\circ C/s$ , з метою отримання від 5% до 30% свіжого мартенситу і з метою отримання від 5% до 35% залишкового аустеніту.

Для прикладу і порівняння з використанням різних способів виготовлення виробляли листи, виготовлені з сталей, які мають склад, наведений у таблиці 1.

Приклади

Таблиця 1

Склад сталі

№ сплаву	C (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Mn+Cr+3Mo (%)	Si (%)	Al (%)	Si+Al (%)	P(%)	S (%)	N (%)	Ti (%)	Nb (%)	B (%)	Ms ( $^\circ C$ )
2618A	0,200	2,0	1,02	-	3,03	1,49	0,026	1,516	0,014	0,020	0,004	0,013	0,026	0,0015	336
2618B	0,251	2,0	1,02	-	3,03	1,5	0,021	1,521	0,014	0,020	0,004	0,013	0,027	0,0015	313
2618C	0,247	2,0	1,01	-	3,01	1,48	0,021	1,501	0,014	0,020	0,004	0,013	0,026	0,0014	316
2618D	0,305	2,0	1,01	-	3,01	1,5	0,018	1,518	0,014	0,020	0,004	0,013	0,026	0,0015	292
2623A	0,198	2,0	-	0,149	2,45	1,5	0,022	1,522	0,016	0,020	0,003	0,013	0,019	0,0017	346
2623B	0,195	3,0	-	0,148	3,44	1,48	0,019	1,499	0,017	0,020	0,003	0,013	0,019	0,0018	313
2623C	0,307	3,0	-	0,146	3,44	1,49	0,018	1,508	0,017	0,020	0,003	0,013	0,019	0,0019	265
2623D	0,307	2,44	-	0,146	2,88	1,48	0,018	1,498	0,017	0,020	0,003	0,013	0,024	0,0019	283
2293D	0,247	1,95	1,51	-	3,46	1,55	0,019	1,574	0,019	0,020	0,003	0,014	0,026	0,0015	312

Першу серію сталі (випробування від 1 до 7 в таблицях 2 і 3) виробляли відповідно до першого варіанта здійснення винаходу в результаті нагрівання напівфабрикатів, які мають наведені вище склади, за температури  $T_1$  протягом періоду часу  $t_1$ , після цього проведення чорнової прокатки нагрітого напівфабрикату за температури  $T_2$  в діапазоні від  $1200^\circ C$  до  $850^\circ C$  з сумарною деформацією обтиску 2.

Потім листи охолоджували до температури  $T_3$  з швидкістю охолодження  $VR_1$ , більшою, ніж  $20^\circ C/s$ , після цього піддавали дії стадії кінцевої гарячої прокатки, починаючи за температури  $T_3$  і закінчуючи за температури  $T_3$ , з сумарною деформацією обтиску  $\epsilon_6$ .

Потім листи охолоджували до температури QT, безпосередньо після цього повторно нагрівали до температури витримування PT і зберігали за температури PT протягом періоду часу  $Pt$  (випробування від 3 до 6 в наведеній нижче таблиці 2).

Врешті листи охолоджували аж до температури навколишнього середовища з швидкістю охолодження, більшою, ніж  $0,1^\circ C/s$ .

Другу серію листів (випробування 8-14 в таблицях 2 і 3) виробляли відповідно до другого варіанту здійснення.

Сталеві заготовки, які мають задані склади, в даному випадку листові сталі, мають товщину 3 мм, нагрівали до температури  $T_1$  з швидкістю нагрівання, яка перевищує  $2^\circ C/s$ , і зберігали за температури  $T_1$  протягом періоду часу  $t_1$ .

Після цього нагріті сталеві заготовки охолоджували до температури  $T_3$  з швидкістю охолодження  $VR_1$ , більшою, ніж  $2^\circ C/s$ , потім піддавали впливу стадії гарячого формування, починаючи за температури  $T_3$  і закінчуючи за температури  $T_3$ , з сумарною деформацією обтиску  $\epsilon_6$ . За умов винаходу після даної стадії гарячого формування гарячеформовані листи були все ще повністю аустенітними.

Після цього листи охолоджували до температури QT, потім повторно нагрівали до температури витримання PT і зберігали за температури PT протягом періоду часу Pt.

Врешті, листи охолоджували аж до температури навколишнього середовища з швидкістю охолодження, більшою, ніж 0,1 °C/с.

5 Для порівняння третю серію листів виготовляли за допомогою способів виготовлення, які не відповідають винаходу, (випробування від 15 до 18 в таблицях 2 і 3).

Способи виготовлення в випробуваннях 15 і 17 відрізняються від способів виготовлення, які використовуються для першої і другої серій прикладів, тим, що вони не включали стадії гарячого формування за температури, яка знаходиться в діапазоні від 700 °C до 380 °C.

10 Способи виготовлення з випробувань 16 і 18 відрізняються від способів виготовлення, використаних для першої і другої серій прикладів, тим, що листи охолоджували аж до температури навколишнього середовища безпосередньо після стадії кінцевої прокатки без будь-якої стадії витримання, тобто, без будь-якої стадії "загартування і розподілу".

15 Параметри виготовлення для першої, другої і третьої серій листів приведені в таблиці 2, а отримані структури і механічні властивості наведені в таблиці 3.

Таблиця 2

Умови виготовлення

№ листа	Відли-вання	T <sub>1</sub> (°C)/t <sub>1</sub> (хв.)	T <sub>2</sub> (°C)	T <sub>3</sub> (°C)	T <sub>3</sub> * (°C)	ε <sub>b</sub>	QT (°C)	Ms – 20 (°C)	PT (°C)	Pt (с)
1	2618A	1200/30	1058	500	480	0,42	305	316	410	160
2	2618B	1200/30	1013	522	470	0,41	287	293	418	180
3	2618C	1200/30	965	590	410	0,4	265	296	430	200
4	2618D	1200/30	950	465	430	0,37	240	272	392	150
5	2623B	1050/15	900	540	420	0,45	280	293	412	160
6	2623C	1200/30	950	560	440	0,35	225	245	430	260
7	2293D	1150/30	950	478	450	0,45	284	292	400	90
8	2618B	850/15	-	500	410	0,38	292	418	415	180
9	2618C	850/15	-	525	410	0,25	270	430	418	180
10	2618D	1200/30	-	500	410	0,44	225	392	404	230
11	2623C	950/15	-	540	460	0,60	200	245	430	420
12	2623D	950/15	-	600	450	0,32	230	263	415	420
13	2293D	900/10	-	550	385	0,35	236	292	370	90
14	2623A	950/15	-	565	505	0,6	235	326	400	160
15	2618C	950/10	-	-	-	0	275	296	410	160
16	2618C	1150/30	850	550	450	0,45	-	-	-	-
17	2623C	950/15	-	-	-	0	2 00	245	430	420
18	2623C	950/15	-	540	460	0,60	-	-	-	-

Підкреслені значення: не у відповідності з винаходом

Таблиця 3

## Отримані механічні властивості і мікроструктура

№ лист а	Структура	Частка аустеніту (%)	Присутність свіжого мартенситу в кількості в діапазоні від 5 до 30 %	Присутність острівців свіжого мартенситу, що характеризуються максимальним розміром <3 мкм і співвідношенням сторін <3	YS (МПа)	TS (МПа)	UE (%)	TE (%)	TS* TE (МПа %)	TS* UE (МПа %)
1	M+A	18,6	Так	Так	1006	1368	10,8	15,0	20525	14774
2	M+A	18,7	Так	Так	1096	1468	11,8	15,8	23145	17322
3	M+A	9	Так	Так	1218	1528	10,0	14,5	22110	15280
4	M+A	13,6	Так	Так	1296	1637	10,5	14,5	23687	17188
5	M+A	10,8	Так	Так	1147	1385	9,9	13,3	18374	13711
6	M+A	17,7	Так	Так	1004	1617	10,9	13,8	22261	17625
7	M+A	11	Так	Так	1038	1666	8,0	13,2	21991	13328
8	M+A	11,6	Так	Так	1098	1506	10,7	14,8	22344	16114
9	M+A	14,7	Так	Так	1282	1512	10,0	14,4	21722	15120
10	M+A	17,9	Так	Так	1197	1565	13,5	17,4	27144	21127
11	M+A	15,3	Так	Так	1380	1495	14,8	18,2	27259	22126
12	M+A	13,8	Так	Так	1128	1552	10,4	13,4	20849	16141
13	M+A	9,2	Так	Так	1254	1643	9,0	11,5	18836	14787
14	M+A	9,7	Так	Так	1041	1116	11,9	16,2	18085	13280
15	M+A	11	Так	немає	1016	1344	8,1	12,7	17109	10886
16	M+A	н/в	немає	Так	1572	1986	3,3	6,5	12909	6553
17	M+A	н/в	Так	немає	н/в	н/в	н/в	н/в	н/в	н/в
18	M+A	1	немає	Так	н/в	н/в	н/в	н/в	н/в	н/в

Підкреслені значення які не відповідають винаходу.

н/в: не визначено

- 5 Мікроструктури сталі, які відповідають прикладам 1-13, містять більше, ніж 40% відпущеного мартенситу або пластинок фериту без карбиду, 5-30% острівців або плівок свіжого мартенситу і аустеніт в кількості в діапазоні від 5 до 35%. Мікроструктури сталі, які відповідають прикладам 1-13, є такими, що пластинки мартенситу мають середній розмір, менший, ніж 1 мкм, і співвідношення сторін для пластинок мартенситу знаходиться в діапазоні від 2 до 5. Крім того, співвідношення сторін для колишнього аустенітного зерна є більшим, ніж 1,3 для прикладів 1-13.

- 10 Дані приклади характеризуються напругою для межі текучості YS, яка знаходиться в діапазоні від 1000 МПа до 1700 МПа, межею міцності TS, яка знаходиться в діапазоні від 1300 МПа до 2000 МПа, рівномірним відносним видовженням, більшим, ніж 7%, сумарним відносним видовженням, більшим, ніж 10%, добутком (межа міцності × сумарне відносне видовження), більшим, ніж 18000% МП, і добутком (межа міцності × рівномірне відносне видовження), більшим, ніж 13000% МП.

- 15 У випробуваннях 11, 17 і 18 присутні одні й ті ж самі сплави. Випробування 11 отримували за допомогою способу виготовлення, запропонованого винаходом, який включає як стадію гарячого формування за температури, що знаходиться в діапазоні від 700 °C до 380 °C, так і стадію витримання, в той час як випробування 17 отримували з використанням способу виготовлення, який не включає жодної стадії гарячого формування за температури, що знаходиться в діапазоні від 700 °C до 380 °C, а випробування 18 отримували з використанням способу виготовлення, який не включає будь-якої стадії витримання, що робить можливим розподіл вуглецю в мартенситі.

- 25 Іншими словами:

- Випробування 11, яке відповідає винаходу, включає аусформінг і стадію "загартування і розподілу";

- Випробування 17, яке не відповідає винаходу, включає тільки стадія "загартування і розподілу" без аусформінга;

- Випробування 18, яке не відповідає винаходу, включає тільки стадію аусформінга без стадії "загартування і розподіл".

5 Фіг. 1, 2 і 3 демонструє порівняння структури, яка відповідає випробуванням 11, 17 і 18. На даних фігурах аустеніт (А) має вигляд зовсім світло-сірих або білих зон, свіжий мартенсит (М) має вигляд світло-сірих зон, а відпущений мартенсит (Mt) має вигляд темно-сірих зон за наявності або за відсутності невеликих білих частинок, що представляють карбіди. МА позначає острівці аустеніт/мартенситу.

10 Як це демонструє порівняння структури із випробування 11 (проілюстрованої на Фіг. 1) зі структурою із випробування 17 (проілюстрованої на Фігурі 2), комбінація з стадії гарячого формування за температури, що знаходяться в діапазоні від 700 °С до 380 °С, і стадії витримування за температури РТ в діапазоні від QT до 470°C запропонованого цим винаходом забезпечує отримання набагато більш дрібної і більш однорідної структури у порівнянні з тією, яка характерна для способу, що включає стадію витримування, але не стадія гарячого формування за температури, що знаходиться в діапазоні від 700 °С до 380 °С.

15 Структура з випробування 18, проілюстрована на Фіг. 3, містить власне свіжий мартенсит. Як це демонструє даний результат, за відсутності стадії витримування, що робить можливим розподіл вуглецю в мартенситі, аустеніт майже повністю перетворюватися в свіжому мартенситі при охолодженні.

20 Наслідки даних відмінностей в структурах відносно механічних властивостей листів яскраво виражаються при порівнянні механічних властивостей із випробувань 3, 9, 15 і 16.

Подібно до випробувань 11, 17 і 18 випробування 3, 9, 15 і 16 мають один і той же склад і виготовлялись з використанням різних способів виготовлення.

25 Випробування 3 і 9 отримували за допомогою способу виготовлення, запропонованого винаходом, який включає як стадію гарячого формування за температури, що знаходиться в діапазоні від 700 °С до 380 °С, так і стадію витримування. Випробування як 3, так і 9 характеризує межа плинності, більша, ніж 100 МПа, межа міцності розтягування, більша, ніж 1600 МПа, рівномірне відносне видовження, більше, ніж 7 %, сумарне відносне видовження, більше, ніж 10%, і добуток межі міцності на сумарне відносне видовження, більший, ніж 18000 МПа%.

30 Навпаки, випробування 15 отримували за допомогою способу виготовлення, який не включав жодної стадії гарячого формування за температури, що знаходиться в діапазоні від 380 °С до 700 °С. Випробування 15 незважаючи на наявність гарних характеристик відносного видовження характеризується недостатньою межею міцності, яка є набагато меншою, ніж 1600 МПа, так, що добуток межі міцності на сумарне відносне видовження є меншим, ніж 18000 МПа%, і добуток межі міцності на рівномірне відносне видовження є меншим, ніж 13000 МПа%. Зокрема, внаслідок відсутності стадії гарячого формування за температури, що знаходяться в діапазоні від 380 °С до 700 °С, під час виготовлення випробування 15 мікроструктура випробування 15 не мала пластинок мартенситу, які б характеризувалися середнім розміром, меншим, ніж 1 мкм, і співвідношенням сторін в діапазоні від 2 до 5.

35 Крім того, випробування 16, отримане за допомогою способу виготовлення, який не включав жодної стадії витримування, що робить можливим розподіл вуглецю в мартенситі, незважаючи на демонстрацію високих межі текучості і межі міцності характеризується недостатніми рівномірним і сумарним відносними видовженнями, таким чином, добуток межі міцності на сумарне відносне видовження є набагато меншим, ніж 18000 МПа%, і добуток межі міцності на рівномірне відносне видовження є набагато меншим, ніж 13000 МПа%.

40 Як це неочікувано демонструють дані приклади, використання як стадії гарячого формування за температури, що знаходиться в діапазоні від 700 °С до 380 °С, так і стадії витримування призводить до отримання кращого поєднання властивостей пластичності і міцності у порівнянні із середніми відносними видовженням і міцністю, отриманими при використанні стадії гарячого формування за температури, що знаходиться в діапазоні від 380 °С до 700 °С, або стадії витримування.

Даний ефект проілюстрований на Фіг. 4, 5 і 6.

55 Фіг. 4 є графіком, який представляє сумарне відносне видовження ТЕ з випробувань 3, 9, 15 і 16 в залежності від їх межі міцності TS. Область винаходу обмежується лініями L1 (TS=1300 МПа), L2 (TS=2000 МПа), L3 (TE=10 %) і L4 (TS×TE=18000 МПа%).

60 Як це демонструє Фіг. 4, поєднання сумарного відносного видовження/межа міцності, отримані при використанні способу виготовлення, запропонованого винаходом, який включає як стадію гарячого формування за температури, що знаходяться в діапазоні від 700°C до 380°C,



так і стадією витримування, є набагато кращим в порівнянні з комбінацією сумарного відносного видовження/межі міцності, отриманими при використанні способів виготовлення, які включають лише стадії гарячої прокатки за температури, що знаходяться в діапазоні від 700 °C до 380 °C, (випробування 15) і сумарного відносного видовження/межі міцності, отриманими при використанні способів виготовлення, які включають тільки стадію витримування, (16 випробування). Дане проміжне поєднання сумарного відносного видовження/межі пластичності проілюстроване на Фіг. 4 при використанні лінії L1.

Крім того, як це неочікувано демонструють дані результати, спосіб запропонований винаходом, забезпечує отримання добутку межі міцності на сумарне відносне видовження, більшого, ніж 18000% МПа, в той час як таке високе значення НЕ отримують вздовж лінії L1.

Фіг. 5 є графіком, який представляє рівномірне відносне видовження UE з випробувань 3, 9, 15 і 16 залежно від їх межі текучості YS. Область винаходу обмежується лініями L5 (YS=1000 МПа), L6 (YS=1700 МПа) і L7 (UE=7%).

Як це демонструє Фіг. 5 подібно до Фіг. 4, рівномірне відносне видовження і межа пластичності, отримані при використанні способу виготовлення запропонованого винаходом, є набагато кращими в порівнянні з поєднанням рівномірного відносного видовження/межі пластичності, отриманих при використанні способу виготовлення, який включає тільки стадію витримування (випробування 16).

Фіг. 6 є графіком, який представляє рівномірне відносне видовження UE з випробувань 3, 9, 15 і 16, залежно від їх межі міцності TS. Область винаходу обмежується лініями L8 (TS=1300 МПа), L9 (TS=2000 МПа), L10 (UE=7%) і L11 (TS×UE=13000 МПа%).

Як це продемонстровано на Фігурі 6, поєднання рівномірного відносного видовження/межі міцності, отриманих при використанні способу виготовлення запропонованого винаходом, який включає як стадію гарячого формування за температури, що знаходяться в діапазоні від 700 °C до 380 °C, так і стадією витримування, є набагато кращим в порівнянні з поєднанням сумарного відносного видовження/межі міцності, отриманими при використанні способу виготовлення, який включає лише стадію гарячої прокатки за температури, що знаходиться в діапазоні від 700 °C до 380 °C, (випробування 15) і сумарного відносного видовження/межі міцності, які отримані за допомогою способу виготовлення, який включає тільки стадію витримування (випробування 16). Дане проміжне поєднання рівномірного відносного видовження/межі пластичності проілюстроване на Фіг. 6 з використанням лінії L2.

Крім того, як це неочікувано демонструють дані результатів, спосіб запропонований винаходом, забезпечує отримання добутку межі міцності на рівномірне відносне видовження, більшого, ніж 13000 % МП, в той час як таке високе значення не отримують уздовж лінії L2.

Таким чином вироблені листи або деталі можуть бути використані для виготовлення автомобільних деталей, таких як передній або задній обв'язувальні бруси, стійки кузова, бруси бампера.

## ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

1. Спосіб виготовлення сталевих виробів, що включає послідовні стадії:

отримання нагрітого сталевих вихідного виробу за температури, що знаходиться в діапазоні від 380 °C до 700 °C, при цьому нагрітий сталевий вихідний виріб має метастабільну повністю аустенітну структуру, причому нагрітий сталевий вихідний виріб має склад, який містить в масових відсотках:

$0,15 \leq C \leq 0,40,$

$1,5 \leq Mn \leq 4,0,$

$0,5 \leq Si \leq 2,5,$

$0,005 \leq Al \leq 1,5,$

при цьому  $0,8 \leq Si + Al \leq 2,5,$

$S \leq 0,05,$

$P \leq 0,1,$

Cr і/або Mo в такій кількості, що:

$0 < Cr \leq 4,0,$

$0 < Mo \leq 0,5$

і

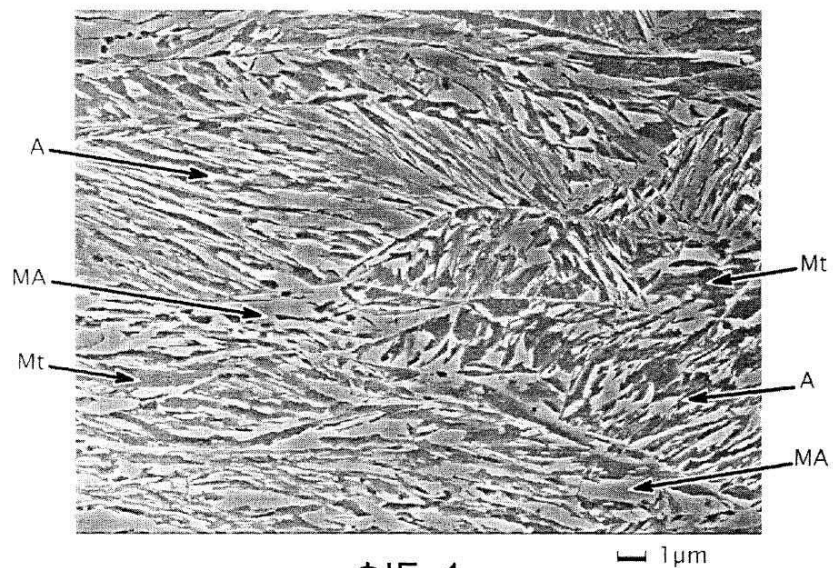
$2,7 \leq Mr + Cr + 3Mo \leq 5,7,$

при цьому решта складається з заліза і неминучих домішок, які утворюють в результаті плавлення,

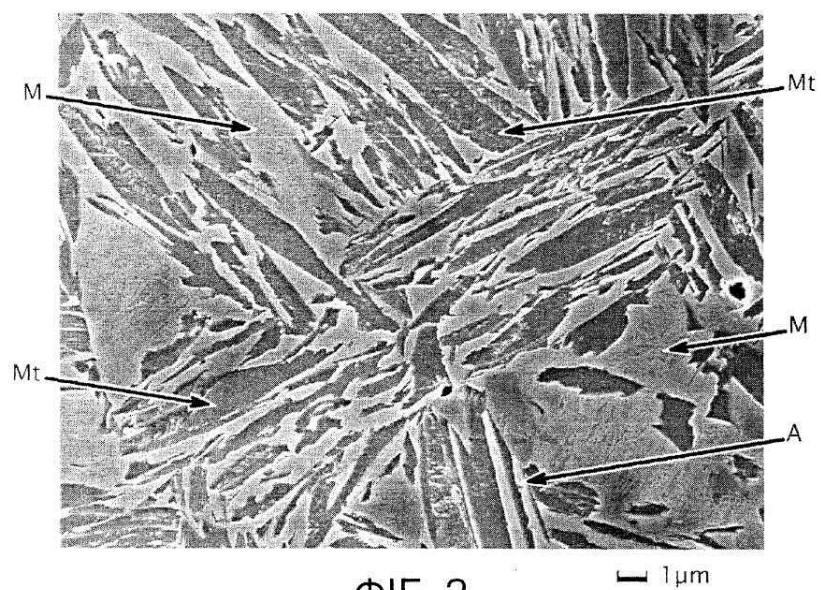
- проходження нагрітим сталевим вихідним виробом стадії гарячого формування за температури, що знаходиться в діапазоні від 700 °C до 380 °C, з сумарною деформацією  $\varepsilon_6$  в діапазоні від 0,1 до 0,7 щонайменше в одному місці нагрітого сталевго вихідного виробу для отримання гарячеформованого сталевго виробу, при цьому структура сталі залишається повністю
- 5 аустенітною, після цього загартовування гарячеформованого сталевго виробу за допомогою його охолодження зі швидкістю охолодження  $VR_2$ , яка перевершує критичну швидкість мартенситного охолодження, до температури загартовування QT, меншої, ніж температура початку мартенситного перетворення Ms сталі для отримання структури, що містить від 40 % до 90 % мартенситу, при
- 10 цьому іншою структурою є аустеніт, після цього витримування виробу за температури витримування PT в діапазоні від QT до 470 °C або до повторного нагрівання до зазначеної температури і витримування виробу за температури в PT протягом періоду часу Pt від 5 до 600 с.
2. Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що також включає стадію охолодження витримуваного виробу до температури навколишнього середовища зі швидкістю охолодження, більшою ніж 0,005 °C/с для отримання свіжого мартенситу.
3. Спосіб за п. 1 або 2, який **відрізняється** тим, що нагрітий сталевий вихідний виріб є гарячекатаною листовою сталлю, а сталевий виріб є листовою сталлю, при цьому стадією гарячого формування є стадія прокатки.
- 20 4. Спосіб за п. 3, який **відрізняється** тим, що стадія отримання нагрітого сталевго вихідного виробу включає: нагрівання сталевго напівфабрикату, який має склад відповідно до п. 1, до температури, більшої, ніж температура  $Ac_3$  для сталі для отримання повністю аустенітної структури, проходження сталевим напівфабрикатом стадії чорнової прокатки за температури, більшої, ніж
- 25 температура  $T_2$  від 1200 до 850 °C, з сумарною деформацією обтиску  $\varepsilon_a$  більшою ніж 1 для отримання нагрітого сталевго вихідного виробу.
5. Спосіб за п. 4, який **відрізняється** тим, що нагрітий сталевий вихідний виріб має середній розмір аустенітного зерна менше 30 мкм.
6. Спосіб за п. 1 або 2, який **відрізняється** тим, що вихідний виріб є сталевгою заготовкою, а
- 30 сталевий виріб є сталевгою деталлю, і стадія отримання нагрітого сталевго вихідного виробу включає нагрівання сталевгої заготовки до температури, більшої, ніж температура  $Ac_3$  для сталі для отримання повністю аустенітної структури.
7. Спосіб за п. 6, який **відрізняється** тим, що сталева заготовка має товщину в діапазоні від 1,0 мм до 4,0 мм.
- 35 8. Спосіб за п. 6 або 7, який **відрізняється** тим, що він включає стадії гарячого формування, яка є стадією гарячої прокатки.
9. Спосіб за п. 6 або 7, який **відрізняється** тим, що в ньому стадією гарячого формування є стадія гарячого штампування.
10. Спосіб за п. 6 або 7, який **відрізняється** тим, що стадії гарячого формування є стадіями
- 40 гарячого ротаційного видавлювання.
11. Спосіб за п. 6 або 7, який **відрізняється** тим, що стадії гарячого формування є стадіями роликового профілювання.
12. Спосіб за будь-яким з пп. 6-11, який **відрізняється** тим, що сталева заготовка має щонайменше один шар покриття.
- 45 13. Спосіб за п. 9, який **відрізняється** тим, що шари покриття наносять на вихідний виріб до нагрівання, при цьому шари покриття є покриттям з алюмінію або покриттям на алюмінієвій основі, або покриттям з цинку, або покриттям на цинковій основі.
14. Спосіб за будь-яким з пп. 1-13, в якому склад сталі також містить в масових відсотках один або декілька елементів, вибраних з:
- 50  $0 < Nb \leq 0,1$ ,  
 $0 < Ti \leq 0,1$ ,  
 $0 < Ni \leq 3,0$ ,  
 $0,0005 \leq B \leq 0,005$ ,  
 $0,0005 \leq Ca \leq 0,005$ .
- 55 15. Сталевий виріб, який має склад, що містить в масових відсотках:  
 $0,15 \leq C \leq 0,40$ ,  
 $1,5 \leq Mn \leq 4,0$ ,  
 $0,5 \leq Si \leq 2,5$ ,  
 $0,005 \leq Al \leq 1,5$ ,
- 60 при цьому  $0,8 \leq Si + Al \leq 2,5$ ,

- $S \leq 0,05$ ,  
 $P \leq 0,1$ ,  
 $Cr$  і/або  $Mo$  в такій кількості, що:  
 $0 < Cr \leq 4,0$ ,  
5  $0 < Mo \leq 0,5$ ,  
і  
 $2,7 \leq Mn + Cr + 3Mo \leq 5,7$ ,  
при цьому решта складається з заліза і неминучих домішок, які утворюються в результаті плавлення,
- 10 причому структура в щонайменше одному місці сталевому виробу складається з: відпущеного мартенситу або пластинок мартенситу без карбідів з відсотковою часткою площі поверхні, яка становить щонайменше 40 %, при цьому мартенситні пластинки мають середній розмір менший ніж 1 мкм, причому співвідношення сторін для згаданих мартенситних пластинок знаходиться в діапазоні від 2 до 5,
- 15 свіжого мартенситу в формі острівців або плівки, при цьому відсоткова частка площі поверхні для свіжого мартенситу знаходиться в діапазоні від 5 % до 30 %, і залишкового аустеніту при його відсотковій частці площі поверхні в діапазоні від 5 % до 35 %.
16. Сталевий виріб за п. 15, який **відрізняється** тим, що добуток межі міцності TS для сталі на рівномірне відносне видовження UE для сталі є більшим або дорівнює 13000 МПа %.
- 20 17. Сталевий виріб за п. 15 або 16, який **відрізняється** тим, що в ньому максимальний розмір острівців свіжого мартенситу, які мають співвідношення сторін менше 3, становить менше 3 мкм.
18. Сталевий виріб за будь-яким з пп. 15-17, який **відрізняється** тим, що в ньому середній розмір колишнього аустенітного зерна становить менше 30 мкм.
- 25 19. Сталевий виріб за будь-яким з пп. 15-18, який **відрізняється** тим, що в ньому співвідношення сторін для колишнього аустенітного зерна становить понад 1,3.
20. Сталевий виріб за будь-яким з пп. 15-19, який **відрізняється** тим, що в ньому залишковий аустеніт має форму плівок або острівців, при цьому найменший розмір згаданих плівок або острівців становить менше 0,3 мкм, причому найбільший розмір згаданих плівок або острівців
- 30 має середнє значення, яке становить менше 2 мкм.
21. Сталевий виріб за будь-яким з пп. 15-20, який **відрізняється** тим, що в ньому відпущений мартенсит містить у відсотках площі менше ніж 0,5 % карбідів в порівнянні з поверхнею відпущеного мартенситу, при цьому згадані карбіди мають середній розмір, який становить менше 50 нм.
- 35 22. Сталевий виріб за будь-яким з пп. 15-21, який **відрізняється** тим, що в ньому сталевий виріб є листовою сталлю, а структура всієї листової сталі складається з: відпущеного мартенситу або пластинок мартенситу без карбідів з площею поверхні щонайменше 40 %, свіжого мартенситу у формі острівців або плівки, при цьому відсоткова частка площі поверхні
- 40 для свіжого мартенситу знаходиться в діапазоні від 5 % до 30 %, і залишкового аустеніту з площею поверхні в діапазоні від 5 % до 35 %.
23. Сталевий виріб за будь-яким з пп. 15-21, який **відрізняється** тим, що в ньому сталевий виріб є гарячештампованою сталеву деталлю, а структура щонайменше 20 % об'єму гарячештампованої деталі складається з:
- 45 відпущеного мартенситу або пластинок мартенситу без карбідів з часткою поверхні, яка складає щонайменше 40 %, свіжого мартенситу у формі острівців або плівки, при цьому частка площі поверхні свіжого мартенситу знаходиться в діапазоні від 5 % до 30 %, і залишкового аустеніту з часткою площі поверхні в діапазоні від 5 % до 35 %.
- 50 24. Сталевий виріб за п. 23, який **відрізняється** тим, що в ньому сталевий виріб містить щонайменше один шар покриття.
25. Сталевий виріб за п. 24, який **відрізняється** тим, що згаданий щонайменше один шар покриття є цинком або сплавом на цинковій основі, або алюмінієм, або сплавом на алюмінієвій основі.
- 55 26. Сталевий виріб за п. 25, який **відрізняється** тим, що згаданий щонайменше один шар покриття наносять до гарячого штампування.
27. Сталевий виріб за будь-яким з пп. 15-26, який **відрізняється** тим, що склад його також містить в масових відсотках один або декілька елементів, вибраних з:
- 60  $0 < Nb \leq 0,1$ ,  
 $0 < Ti \leq 0,1$ ,

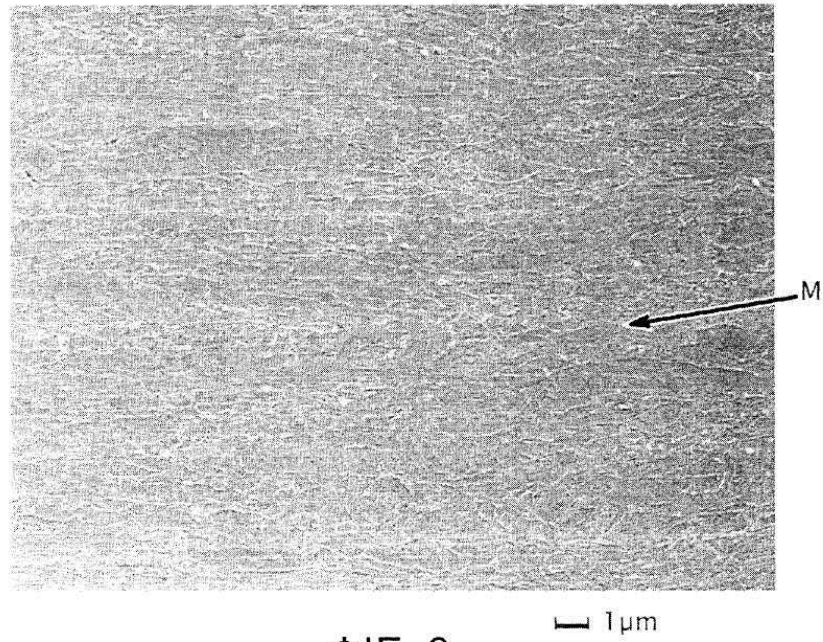
$0 < \text{Ni} \leq 3,0$ ,  
 $0,0005 \leq \text{B} \leq 0,005$ ,  
 $0,0005 \leq \text{Ca} \leq 0,005$ .



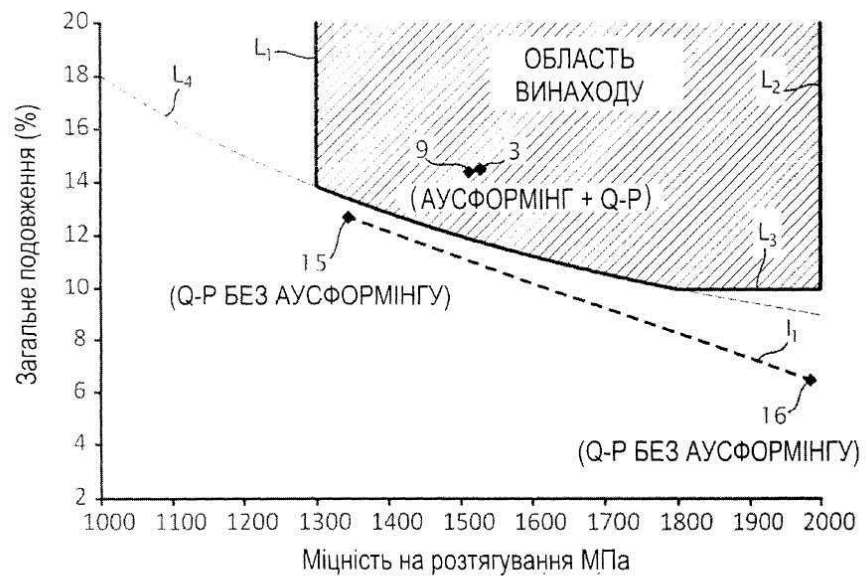
ΦΙΓ. 1



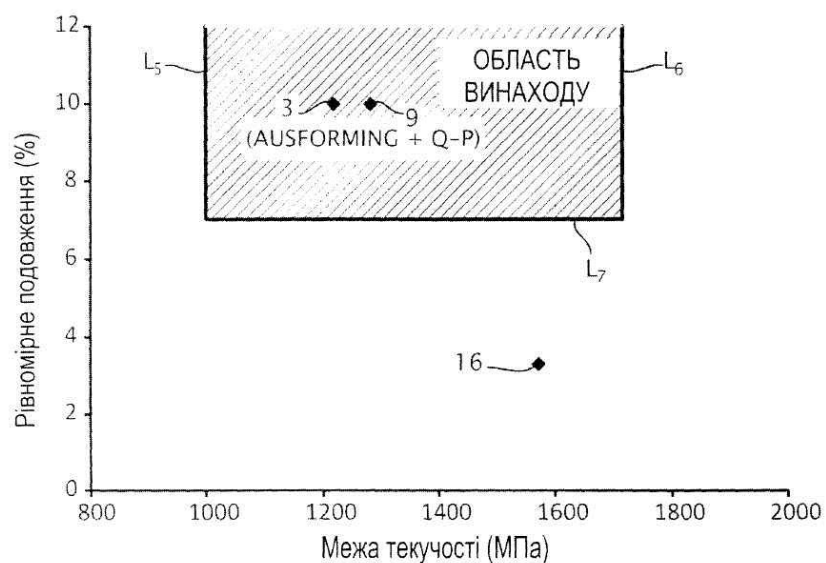
ΦΙΓ. 2



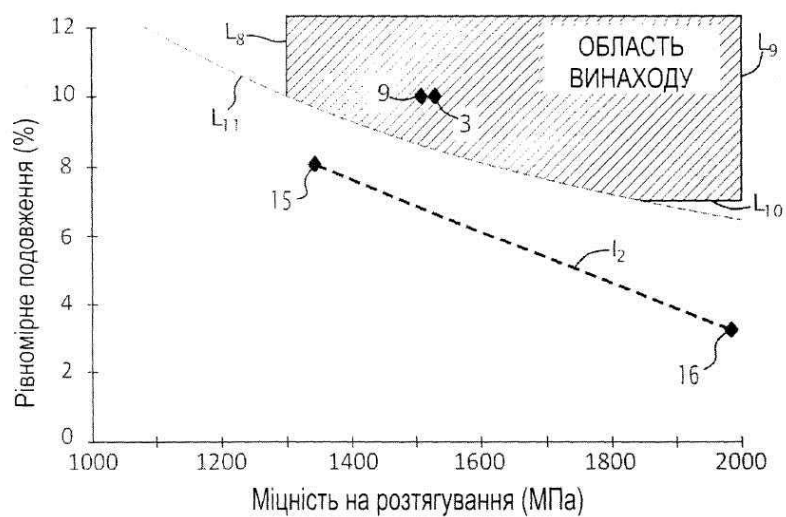
ФІГ. 3



ФІГ. 4



ФІГ. 5



ФІГ. 6

Комп'ютерна верстка В. Мацело

Міністерство розвитку економіки, торгівлі та сільського господарства України,  
вул. М. Грушевського, 12/2, м. Київ, 01008, Україна

ДП "Український інститут інтелектуальної власності", вул. Глазунова, 1, м. Київ – 42, 01601