



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 90873

(13) C2

(51) МПК (2009)

B22D 11/06

C21D 8/02

C21D 9/46

C22C 38/04

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

(54) ЛИСТ (ВАРІАНТИ) ТА СПОСІБ ВИРОБНИЦТВА ЛИСТА ІЗ АУСТЕНІТНОЇ ЗАЛІЗО-ВУГЛЕЦЕВО-МАРГАНЦЕВИСТОЇ СТАЛІ (ВАРІАНТИ)

1

2

(21) a200707030

(22) 04.11.2005

(24) 10.06.2010

(86) PCT/FR2005/002740, 04.11.2005

(31) 0412477

(32) 24.11.2004

(33) FR

(46) 10.06.2010, Бюл.№ 11, 2010 р.

(72) СЮГІ ФІЛІП, FR, ГЕЛЬТОН НІКОЛЯ, FR,
СКОТТ КОЛІН, FR, СТУВЕНО ФРАНСУА, FR,
ТЕССЬЕ МАРІ-КРІСТІН, FR

(73) АРСЕЛОР ФРАНС, FR

(56) UA 32106 A, 15.12.2000

UA 44795 A, 15.03.2002

FR 2829775 A1, 21.03.2003

EP 1067203 A1, 10.01.2001

US 5431753 A, 11.07.1995

JP 4143218 A, 18.05.1992

JP 4247851 A, 03.09.1992

JP 3013525 A, 22.01.1991

FR 2068283 A, 20.08.1971

(57) 1. Гарячекатаний лист з аустенітної залізо-вуглецево-марганцевистої сталі, межа міцності якого має значення, більше за 1200 МПа, добуток Р - міцність (в МПа) × видовження на розрив (в %), має значення, більше за 65 000 МПа %, і номінальний хімічний склад якого містить, мас. %:

0,85 % ≤ C ≤ 1,05 %

16 % ≤ Mn ≤ 19 %

Si ≤ 2 %

Al ≤ 0,050 %

S ≤ 0,030 %

P ≤ 0,050 %

N ≤ 0,1 %, решта композиції складається із заліза і постійних домішок, утворених в результаті сплавлення, рекристалізаційна поверхня згаданого листа складає 100 % і по суті вільна від осаджених карбідів, а середнє значення розміру зерна сталі має значення, менше або рівне 10 мікронам.

2. Гарячекатаний аустенітний сталевий лист за п. 1, який відрізняється тим, що сталь зазначеного

листа додатково містить один або більше елементів, вибраних з, мас. %:

Cr ≤ 1 %

Mo ≤ 1,50 %

Ni ≤ 1 %

Cu ≤ 5 %

Ti ≤ 0,50 %

Nb ≤ 0,50 %

V ≤ 0,50 %.

3. Гарячекатаний аустенітний сталевий лист за п. 1 або 2, який відрізняється тим, що в будь-якій точці згаданої сталі локальний вміст вуглецю C_L сталі і локальний вміст марганцю Mn_L, виражений у мас. %, має значення, при якому: % Mn_L + 9,7 % C_L ≥ 21,66.

4. Гарячекатаний аустенітний сталевий лист за будь-яким з пп. 1-3, який відрізняється тим, що допустимий вміст кремнію в сталі має значення менше або рівне приблизно 0,6 %.

5. Гарячекатаний аустенітний сталевий лист за будь-яким з пп. 1-4, який відрізняється тим, що допустимий вміст азоту в сталі має значення менше або рівне приблизно 0,050 %.

6. Гарячекатаний аустенітний сталевий лист за будь-яким з пп. 1-5, який відрізняється тим, що допустимий вміст алюмінію в сталі має значення менше або рівне приблизно 0,030 %.

7. Гарячекатаний аустенітний сталевий лист за будь-яким з пп. 1-6, який відрізняється тим, що допустимий вміст фосфору в сталі має значення менше або рівне приблизно 0,040 %.

8. Холоднокатаний і відпалений лист з аустенітної залізо-вуглецево-марганцевистої сталі, межа міцності якого більша за 1200 МПа, добуток Р - міцність (в МПа) × видовження на розрив (в %), має значення, більше за 65 000 МПа %, і номінальний хімічний склад якого містить, мас. %:

0,85 % ≤ C ≤ 1,05 %

16 % ≤ Mn ≤ 19 %

Si ≤ 2 %

Al ≤ 0,050 %

S ≤ 0,030 %

P ≤ 0,050 %

(13) C2

(11) 90873

(19) UA

$N \leq 0,1 \%$,

решта композиції складається із заліза і постійних домішок, утворених в результаті сплавлення, рекристалізаційна поверхня згаданого листа складає 100 % і по суті вільна від осаджених карбідів, а середнє значення розміру зерна сталі має значення, менше або рівне 5 мікронам.

9. Холоднокатаний і відпалений лист з аустенітної сталі за п. 8, який **відрізняється** тим, що сталь зазначеного листа додатково містить один або більше елементів, вибраних з, мас. %:

$Cr \leq 1 \%$

$Mo \leq 1,50 \%$

$Ni \leq 1 \%$

$Cu \leq 5 \%$

$Ti \leq 0,50 \%$

$Nb \leq 0,50 \%$

$V \leq 0,50 \%$.

10. Холоднокатаний і відпалений лист з аустенітної сталі за п. 8 або 9, який **відрізняється** тим, що межа міцності його більша за 1250 МПа, добуток $R - \text{міцність (в МПа)} \times \text{видовження на розрив (в \%)}$, має значення, більше за 65 000 МПа %, і середнє значення розміру зерна сталі має значення, менше ніж 3 мікрони.

11. Холоднокатаний і відпалений лист з аустенітної сталі за будь-яким з пп. 8-10, який **відрізняється** тим, що в будь-якій точці згаданої сталі локальний вміст вуглецю C_L сталі і локальний вміст марганцю Mn_L , виражений у мас. %, має значення, при якому: $\% Mn_L + 9,7 \% C_L \geq 21,66$.

12. Холоднокатаний і відпалений лист з аустенітної сталі за будь-яким з пп. 8-11, який **відрізняється** тим, що допустимий вміст кремнію в сталі має значення, менше або рівне приблизно 0,6 %.

13. Холоднокатаний і відпалений лист з аустенітної сталі за будь-яким з пп. 8-12, який **відрізняється** тим, що допустимий вміст азоту в сталі має значення, менше або рівне приблизно 0,050 %.

14. Холоднокатаний і відпалений лист з аустенітної сталі за будь-яким з пп. 8-13, який **відрізняється** тим, що допустимий вміст алюмінію в сталі має значення, менше або рівне приблизно 0,030 %.

15. Холоднокатаний і відпалений лист з аустенітної сталі за будь-яким з пп. 8-14, який **відрізняється** тим, що допустимий вміст фосфору в сталі має значення, менше або рівне приблизно 0,040 %.

16. Спосіб виробництва гарячекатаного листа з аустенітної залізо-вуглецево-марганцевистої сталі, межа міцності якого більша за 1200 МПа, добуток $R - \text{міцність (в МПа)} \times \text{видовження на розрив (в \%)}$, має значення, більше за 65 000 МПа %, в якому сталь одержують виплавленням, і номінальний хімічний склад сталі містить, мас. %:

$0,85 \% \leq C \leq 1,05 \%$

$16 \% \leq Mn \leq 19 \%$

$Si \leq 2 \%$

$Al \leq 0,050 \%$

$S \leq 0,030 \%$

$P \leq 0,050 \%$

$N \leq 0,1 \%$,

решта композиції складається із заліза і постійних домішок, утворених в результаті виплавки,

- напівоброблений продукт відливають із цієї сталі;

- згаданий напівоброблений продукт сталеві композиції нагрівають до температури між 1100 і 1300 °C;

- згаданий напівоброблений продукт прокатують в лист доти, поки температура закінчення прокатки не досягне 900 °C або вище;

- згаданий лист охолоджують з швидкістю 20 °C/c або вище; і

- згаданий лист згортають за температури 400 °C або нижче.

17. Спосіб за п. 16, який **відрізняється** тим, що сталь зазначеного листа додатково містить один або більше елементів, вибраних з, мас. %:

$Cr \leq 1 \%$

$Mo \leq 1,50 \%$

$Ni \leq 1 \%$

$Cu \leq 5 \%$

$Ti \leq 0,50 \%$

$Nb \leq 0,50 \%$

$V \leq 0,50 \%$,

і час витримки встановлюється так, щоб частка рекристалізаційної поверхні доходила до 100 %.

18. Спосіб за п. 16 або 17, який **відрізняється** тим, що для одержання листа, межа міцності якого більша за 1400 МПа, лист гарячекатаний, охолоджений після згортання потім розгортають, піддають деформації в холодному стані з коефіцієнтом деформації, рівним принаймні 13 %, але не більше 17 %.

19. Спосіб за будь-яким з пп. 16-18, який **відрізняється** тим, що умови, за яких згаданий напівоброблений продукт відливають або повторно нагрівають, наприклад, такі як температура лиття згаданого напівобробленого продукту, перемішування рідкого металу електромагнітними силами і умови повторного нагрівання, що приводять до гомогенізації вмісту вуглецю і марганцю шляхом дифузії, вибирають так, щоб в будь-якій точці згаданого листа локальний вміст вуглецю C_L сталі і локальний вміст марганцю Mn_L , виражений у мас. %, задовольняв співвідношення: $\% Mn_L + 9,7 \% C_L \geq 21,66$.

20. Спосіб за будь-яким з пп. 16-19, який **відрізняється** тим, що згаданий напівоброблений продукт є виливом у формі сляба або виливом у вигляді тонкої смуги, одержаної при пропусканні між протилежно обертовими сталевими валками.

21. Спосіб виробництва холоднокатаного і відпаленого листа з аустенітної залізо-вуглецево-марганцевистої сталі, межа міцності якого більша за 1250 МПа, добуток $R - \text{міцність (в МПа)} \times \text{видовження на розрив (в \%)}$, має значення, більше за 60 000 МПа %, який **відрізняється** тим, що:

гарячекатаний лист, одержаний способом за п. 16, піддають принаймні одному циклу обробки, причому кожен цикл складається з:

- прокатування згаданого листа на холоді в одному або більше послідовних проходженнях, і

- рекристалізаційної відпалювальної обробки;

де холодне прокатування здійснюють таким чином, щоб середнє значення розміру аустенітного зерна перед останнім циклом холодного прокатування з подальшою рекристалізаційною відпалювальною обробкою становило менше ніж 15 мікронів.

22. Спосіб за п. 21, який **відрізняється** тим, що для одержання зазначеного листа, межа міцності якого більша за 1400 МПа, лист після останнього виконання рекристалізаційної відпалювальної обробки піддають деформації в холодному стані з коефіцієнтом деформації, рівним принаймні 6 %, але не більше 17 %.

23. Спосіб за будь-яким з пп. 21, 22, який **відрізняється** тим, що умови, за яких згаданий напівоброблений продукт відливають або повторно нагрівають, наприклад, такі як температура лиття згаданого напівобробленого продукту, перемішування рідкого металу електромагнітними силами і умови повторного нагрівання, що приводять до гомогенізації вмісту вуглецю і марганцю шляхом дифузії, вибирають так, щоб в будь-якій точці згаданого листа локальний вміст вуглецю C_L сталі і локальний вміст марганцю Mn_L , виражений у мас.%, задовольняв співвідношення: $\% Mn_L + 9,7\% C_L \geq 21,66$.

24. Спосіб за будь-яким з пп. 21-23, який **відрізняється** тим, що згаданий напівоброблений продукт є виливком у формі сляба або виливком у вигляді тонкої смуги, одержаної при пропусканні між протилежно обертовими сталевими валками.

25. Спосіб виробництва холоднокатаного листа з аустенітної залізо-вуглецево-марганцевистої сталі, межа міцності якого більша за 1400 МПа і добуток $R - \text{міцність (в МПа)} \times \text{видовження на розрив (в \%)}$, має значення, більше за 50 000 МПа %, який **відрізняється** тим, що холоднокатаний і відпалений

лист за будь-яким з пп. 8-15 піддають деформації в холодному стані з коефіцієнтом деформації, рівним принаймні 6 %, але не більше 17 %.

26. Спосіб за п. 25, який **відрізняється** тим, що умови, за яких згаданий напівоброблений продукт відливають або повторно нагрівають, наприклад, такі як температура лиття згаданого напівобробленого продукту, перемішування рідкого металу електромагнітними силами і умови повторного нагрівання, що приводять до гомогенізації вмісту вуглецю і марганцю шляхом дифузії, вибирають так, щоб в будь-якій точці згаданого листа локальний вміст вуглецю C_L сталі і локальний вміст марганцю Mn_L , виражений у мас. %, задовольняв співвідношення: $\% Mn_L + 9,7\% C_L \geq 21,66$.

27. Спосіб виробництва за будь-яким із пп. 25, 26, який **відрізняється** тим, що згаданий напівоброблений продукт є виливком у формі сляба або виливком у вигляді тонкої смуги, одержаної при пропусканні між протилежно обертовими сталевими валками.

28. Застосування аустенітного сталевго листа за будь-яким із пп. 1-15 для виготовлення структурних елементів, зміцнюючих елементів або зовнішніх частин в автомобільній промисловості.

29. Застосування аустенітного сталевго листа, одержаного способом за будь-яким із пп. 16-27, для виготовлення структурних елементів, зміцнюючих елементів або зовнішніх частин в автомобільній промисловості.

Даний винахід стосується отримання гарячокатаного і холоднокатаного листа з аустенітної залізо-вуглецево-марганцевистої сталі, який виявляє дуже високі механічні властивості, і особливо такий, що має високу перевагу в поєднанні механічної міцності і видовження при розриві, разом з винятковою однорідністю механічних властивостей.

У автомобільній промисловості, безперервне підвищення рівня оснащення автомобіля потребує як раз полегшення металічних структур самих по собі. Для того, щоб це зробити, повинна бути переосмислена кожна функція з метою поліпшення її експлуатаційних характеристик і зменшення її ваги. Таким чином, розвиваються різні сімейства сталей, для того, щоб йти назустріч постійно зростаючим вимогам: у хронологічному порядку, можна згадати, наприклад, виготовлення сталей з високою граничною напругою зсуву, які зміцнюються за допомогою осадження тонкого шару ніобію, ванадію або титану; сталі з двофазними структурами (ферити, що містять аж до 25% мартенситу); і TRIP (перетворення, що збільшують пластичність) сталі, що складаються з фериту, мартенситу і аустеніту, які здатні до фазового перетворення під час деформації. Для такого виду структур міцність при розтягуванні, здатність до деформації є конкуруючими властивостями до такого ступеня, що, як правило, неможливо отримати дуже високі величини для однієї властивості без істотного зменшення іншої. Таким чином, у разі TRIP сталей важ-

ко отримати міцність, більшу за 900МПа, з одночасним видовженням при розриві більш ніж на 25%. Можуть бути також згадані сталі, що мають байнітову або мартенсит-байнітову структуру, міцність яких може досягати величини аж до 1200МПа на гарячокатаному листі, але видовження при розриві становить тільки приблизно 10%. Хоча ці властивості можуть бути задовільними для ряду застосувань, вони, проте, залишаються незадовільними, якщо потрібне додаткове полегшення за допомогою одночасного поєднання високої міцності і великої придатності для подальших режимів деформації і для абсорбції енергії.

У разі гарячокатаного листа, а саме, листа з товщиною, що перебуває у діапазоні від 1 до 10мм, такі властивості є корисними для застосування при полегшенні стикових ділянок настільних листів підлоги, коліс, обкрантовки ділянок, таких як дверні панелі, від зіткнень, або частин, призначених для важких машин (вантажних машин, автобусів і т.п.). Холоднокатаний лист (товщина якого міститься у діапазоні від 0,2мм до 6мм) знаходить застосування у виробництві частин, що використовуються для безпеки і зносостійкості моторів машин або ще зовнішніх частин.

Для відповідності цим одночасним вимогам в міцності/пластичності, відомі сталі з аустенітною структурою, такі як Fe-C-Mn сталі, які містять 1,5% C і від 15 до 35% Mn (вміст виражений у ваг.%) і можливо містять інші елементи, такі як кремній, алюміній або хром. За даної температури спосіб

деформації аустенітних сталей залежить тільки від енергії дефектів кристалічної структури або SFE, при яких фізична величина сама по собі залежить тільки від складу і температури. Коли SFE зменшується, деформація проходить послідовно з режиму дислокації ковзання, потім в режим двійникової структури і, нарешті, у мартенситне перетворення. Серед цих видів деформації механічне двійникування робить можливим досягнення високої роботи гартування: двійники, діючи як перешкоди до розвитку дислокацій, допомагають збільшити результуючу межу міцності. SFE збільшується, особливо за наявності вуглецю і марганцю.

Таким чином, відомі Fe-0,6% C-22%Mn аустенітні сталі, здатні до деформації двійникуванням. Залежно від розміру зерен, ці композиції сталей приводять до того, що величини міцності на розрив містяться в інтервалі від 900 до 1150 МПа в поєднанні з видовженням при розриві, що міститься в інтервалі від 50 до 80%.

Проте, існує не задоволена потреба в гарячокатаному або холоднокатаному сталевому листі з межею міцності значно більшою за 1150 МПа, який би одночасно мав хорошу здатність до деформації і був зроблений без додавання дорогих легуючих добавок. Бажано мати сталевий лист, що виявляє дуже однорідну поведінку протягом подальших механічних навантажень.

Отже, метою даного винаходу є пропонування гарячокатаного або холоднокатаного сталевго листа або продукту з недорогим виробництвом, що має межу міцності щонайменше 1400 МПа в поєднанні з таким видовженням, що добуток R : міцність в МПа \times видовження при розриві (в %) має значення, більше за 60000 або 50000 МПа%, при зазначеному вище рівні межі міцності відповідно, і має дуже однорідні механічні властивості протягом подальшої деформації або механічного навантаження і чисту мартенситну структуру в будь-якій точці протягом або після холодної деформації цього листа або продукту.

З цією метою предметом винаходу є гарячокатаний лист з аустенітної залізо-вуглецево-марганцовистої сталі, межа міцності якого має значення, більше за 1200 МПа, і добуток R (міцність (в МПа) \times видовження на розрив (в %)) якого має значення, більше за 65000 МПа %, і номінальний хімічний склад сталі якого включає вміст, виражений у вагових %: $0,85\% \leq C \leq 1,05\%$; $16\% \leq Mn \leq 19\%$; $Si \leq 2\%$; $Al \leq 0,050\%$; $S \leq 0,030\%$; $P \leq 0,050\%$; $N \leq 0,1\%$; і необов'язково містить один або більш елементів, вибраних із: $Cr \leq 1\%$; $Mo \leq 1,50\%$; $Ni \leq 1\%$; $Cu \leq 5\%$; $Ti \leq 0,50\%$; $Nb \leq 0,50\%$; $V \leq 0,50\%$; решта композиції складається із заліза і постійних домішок, що утворюються в результаті сплавлення, рекристалізаційна поверхнева фракція сталі має значення, що дорівнює 100%, поверхнева фракція осаджених карбідів сталі має значення, рівне 0%, і середнє значення розміру зернин сталі має значення, менше або рівне 10 мікронам.

Предметом винаходу є також холоднокатаний лист з аустенітної залізо-вуглецево-марганцовистої сталі, межа міцності якого має

значення більше за 1200 МПа, добуток R (міцність (в МПа) \times видовження на розрив (в %)) якого має значення, більше за 65000 МПа %, і номінальний хімічний склад якого включає вміст, виражений у вагових %: $0,85\% \leq C \leq 1,05\%$; $16\% \leq Mn \leq 19\%$; $Si \leq 2\%$; $Al \leq 0,050\%$; $S \leq 0,030\%$; $P \leq 0,050\%$; $N \leq 0,1\%$; і необов'язково містить один або більш елементів, вибраних із: $Cr \leq 1\%$; $Mo \leq 1,50\%$; $Ni \leq 1\%$; $Cu \leq 5\%$; $Ti \leq 0,50\%$; $Nb \leq 0,50\%$; $V \leq 0,50\%$; решта композиції складається із заліза і постійних домішок, що утворюються в результаті сплавлення, рекристалізаційної поверхневої фракції сталі рівної 100%, поверхневої фракції осаджених карбідів сталі, рівної 0%, і середнє значення розміру зерна сталі має значення менше або рівне 5 мікронам.

Предметом винаходу є також холоднокатаний і відпалений сталевий лист, межа міцності якого більше за 1250 МПа, добуток R (міцність (в МПа) \times видовження на розрив (в %)) якого більше ніж 65000 МПа %, в якому середнє значення розміру зернин має величину менше 3 мікронів.

Відповідно до переважної риси, в будь-якій точці аустенітного сталевго листа локальний вміст вуглецю C_L сталі і локальний вміст марганцю Mn_L , виражений у вагових %, мають значення, при яких: $\%Mn_L + 9,7\% C_L \geq 21,66$.

Переважний допустимий вміст кремнію в сталі має значення, менше або рівне приблизно 0,6%.

Згідно кращому варіанту здійснення винаходу, допустимий вміст азоту в сталі має значення, менше або рівне приблизно 0,050%.

Також краще, щоб допустимий вміст алюмінію в сталі мав значення, менше або рівне приблизно 0,030%.

Згідно кращому варіанту здійснення винаходу, допустимий вміст фосфору в сталі має значення, менше або рівне приблизно 0,040%.

Предметом винаходу також є спосіб виробництва гарячокатаного листа з аустенітного залізо-вуглецево-марганцовистої сталі межа міцності якого більше за 1200 МПа, добуток R (міцність (в МПа) \times видовження на розрив (в %)) якого має значення, більше за 65000 МПа %, в якому сталь виробляється виплавленням і номінальний хімічний склад якої включає вміст, виражений у вагових %: $0,85\% \leq C \leq 1,05\%$; $16\% \leq Mn \leq 19\%$; $Si \leq 2\%$; $Al \leq 0,050\%$; $S \leq 0,030\%$; $P \leq 0,050\%$; $N \leq 0,1\%$; і необов'язково один або більше елементів, вибраних із: $Cr \leq 1\%$; $Mo \leq 1,50\%$; $Ni \leq 1\%$; $Cu \leq 5\%$; $Ti \leq 0,50\%$; $Nb \leq 0,50\%$; $V \leq 0,50\%$; решта композиції складається із заліза і постійних домішок, що утворюються в результаті виплавлення,

- напівоброблений продукт відливається із цієї сталі;

- напівоброблений продукт сталевго композиції нагрівається до температури між 1100 і 1300°C;

- напівоброблений продукт прокатується до тих пір, доки температура закінчення прокатки не досягне 900°C або вище ;

- якщо необхідно, час витримання встановлюється так, щоб частка рекристалізаційної поверхні доходила до 100%;

- лист охолоджувався зі швидкістю 20°C/с або вище; і

- лист згортався за температури 400°C або нижче. Предметом винаходу також є спосіб виробництва гарячокатаного аустенітного сталевго листа, межа міцності якого більша за 1400МПа, добуток R (міцність (в МПа) \times видовження на розрив (в %)) якого має значення, більше за 50000МПа %, який відрізняється тим, що лист гарячокатаний, охолоджений після згортання і потім розгорнений, піддається деформації в холодному стані з коефіцієнтом деформації, рівним принаймні 13%, але не більше 17%.

Предметом винаходу також є спосіб виробництва холоднокатаного і відпаленого листа з аустенітної залізо-вуглецево-марганцевистої сталі, межа міцності якого більша за 1250МПа, добуток R (міцність (в МПа) \times видовження на розрив (в %)) якого має значення, більше за 60000МПа %, який відрізняється тим, що пропонується гарячокатаний лист, отриманий описаним вище способом, при виконанні принаймні одного циклу, кожний цикл складається із прокатування листа на холоді в одному або більше послідовних проходжень і виконання рекристалізаційної відпалювальної обробки і середнє значення розміру аустенітного зерна перед останнім циклом холодного прокатування з наступною рекристалізаційною відпалювальною обробкою становить менш ніж 15 мікронів.

Предметом винаходу також є спосіб вироблення холоднокатаного аустенітного залізо-вуглець/марганцевого сталевго листа, межа міцності якого більша за 1400МПа і добуток R (міцність (в МПа) \times видовження на розрив (в %)) якого має значення більше за 50000МПа %, який відрізняється тим, що лист після фінішного виконання рекристалізаційної відпалювальної обробки піддається деформації в холодному стані з коефіцієнтом деформації, рівним принаймні 6%, але не більше 17%.

Предметом винаходу також є спосіб вироблення холоднокатаного листа з аустенітної залізо-вуглецево-марганцевистої сталі, межа міцності якого більша за 1400МПа і добуток R (міцність (в МПа) \times видовження на розрив (в %)) якого має значення більше за 50000МПа %, який відрізняється тим, що згідно винаходу пропонується холоднокатаний і відпалений лист і цей лист піддається деформації в холодному стані з коефіцієнтом деформації, рівним принаймні 6%, але не більше 17%.

Предметом винаходу також є спосіб вироблення аустенітного сталевго листа, який відрізняється тим, що умови, за яких згаданий напівоброблений продукт відливається або повторно обпалюється, наприклад, такі як температура лиття згаданого напівобробленого продукту, перемішування рідкого металу електромагнітними силами і умови повторного випалювання, які приводять до гомогенізації вмісту вуглецю і марганцю за допомогою дифузії, вибираються так, що в будь-якій точці листа локальний вміст вуглецю C_L сталі і локальний вміст марганцю Mn_L , виражені у вагових %, становлять значення, за яких: $\%Mn_L + 9,7\%C_L \geq 21,66$.

Згідно кращому варіанту здійснення винаходу, напівоброблений продукт є відливкою у формі сляба або відливкою у вигляді тонкої смуги, отри-

маної при пропусканні між зустрічними обертовими сталевими валками.

Предмет винаходу також стосується застосування аустенітного сталевго листа для виготовлення структурних елементів або елементів, що збільшують жорсткість конструкції, або зовнішніх частин в автомобільній промисловості.

Інші риси і переваги винаходу стануть очевиднішими в представленому нижче описі, які подані у вигляді прикладу і посилання, що додається до Фіг.1, що показує теоретичну залежність енергії дефектів пакування кристалічної ґратки за температури навколишнього середовища (300 K) від вмісту вуглецю і марганцю.

Після численних випробувань, винахідники показали, що різні вимоги, представлені вище, виконувалися за дотримання наступних умов.

З погляду хімічного складу сталі, вуглець грає дуже важливу роль в утворенні мікроструктури і отриманих механічних властивостей. В поєднанні з марганцем, вміст якого перебуває в інтервалі від 16 до 19ваг.%, допустимий вміст вуглецю, що становить більше ніж 0,85%, дає можливість отримати стабільну аустенітну структуру. Проте, при допустимому вмісті вуглецю вище 1,05% стає важко запобігти осадженню карбідів, яке відбувається протягом певних температурних циклів в промисловому виробництві, зокрема, коли сталь охолоджується, при згортанні, при цьому осадження погіршує пластичність і в'язкість. До того ж збільшення вмісту вуглецю зменшує здатність до зварювання.

Марганець також є важливим елементом для збільшення міцності, збільшення енергії дефектів пакування кристалічної ґратки і стабілізації аустенітної фази. Якщо його допустимий вміст становить менше 16%, то як буде показано пізніше, існує ризик утворення мартенситної фази, яка помітно зменшує здатність до деформації. Окрім того, коли допустимий вміст марганцю має значення, більше 19%, двійникова деформація менш ймовірна, ніж досконала дислокація ковзання. До того ж, з міркувань вартості небажано, щоб вміст марганцю був високим.

Алюміній є особливо ефективним елементом для розкислювання сталі. Подібно вуглецю він збільшує енергію дефектів пакування кристалічної ґратки. Проте у алюмінію є недолік, якщо він присутній в надлишку в сталях, що мають високий вміст марганцю. Причина полягає в тому, що марганець збільшує розчинність азоту в рідкому залізі і якщо в сталі присутня надто велика кількість алюмінію, азот, який взаємодіє з алюмінієм, осідає у вигляді нітрідів алюмінію, які утруднюють переміщення границь зерен у процесі фазового переходу при нагріванні і значно збільшує ризик появи тріщин. Допустимий вміст Al 0,050% або менше запобігає осадженню AlN. Відповідно, допустимий вміст азоту повинен бути 0,1% або менше для запобігання і утворення об'ємних дефектів в процесі ствердження. Цей ризик, зокрема, зменшується, коли допустимий вміст алюмінію становить менше 0,030% і коли допустимий вміст азоту становить менше за 0,050%.

Кремній також є ефективним елементом для розкислювання сталі, а також для твердофазного

отвердження. Проте при збільшенні допустимого вмісту до 2%, кремній зменшує здатність до витягування і приводить до утворення небажаних оксидів при певних складальних процесах і, отже, повинен міститися в кількості, нижчій цього допустимого значення. Дане явище помітно зменшується, коли допустимий вміст кремнію становить менше 0,6%.

Сірка і фосфор є домішками, які надають крихкості границям зерен. Їх відповідні допустимі вмісти не повинні перевищувати 0,030% і 0,050% у відповідності з тим, щоб підтримати значну пластичність в гарячому стані. Коли допустимий вміст фосфору становить менше 0,040% ризик крихкості по границях зерен особливо зменшується.

За необхідності може застосовуватися хром з метою збільшення міцності сталі при ствердженні твердого розчину. Проте, оскільки хром зменшує енергію дефектів пакування кристалічної ґратки, його допустимий вміст не повинен перевищувати 1%. Нікель збільшує енергію дефектів пакування кристалічної ґратки і вносить внесок в досягнення високого видовження при розриванні. Проте, також необхідно з міркувань вартості, щоб допустимий вміст нікелю не перевищував максимального значення 1%. Із тих же причин також може застосовуватися молібден, більше того даний елемент гальмує осадження карбідів. Для ефективного застосування і з причини вартості необхідно обмежити його допустимий вміст величиною не більше 1,5% і краще не більше 0,4%.

Аналогічно, за необхідності, додавання міді аж до допустимого вмісту, який не повинен перевищувати 5%, є одним із способів зміцнення сталі, за допомогою осадження металевої міді. Проте, при перевищенні цього вмісту мідь є відповідальною за появу поверхневих дефектів в гарячокатаному листі.

Титан, ніобій і ванадій також є елементами, які можуть за необхідності застосовуватися для досягнення зміцнення шляхом осадження карбонітридів. Проте, коли допустимий вміст Nb або V або Ti має значення більше 0,50%, надмірне осадження карбонітридів може бути причиною зменшення пластичності і здатності до витягування і цього необхідно уникати.

Спосіб виконання виробничого процесу згідно винаходу полягає в наступному. Сталь, що має згаданий вище склад, виплавляється. Після такої плавки сталь може відливатися у формі зливка або неперервно відливатися у формі сляба з товщиною приблизно 200мм. Сталь може також відливатися в тонкі форми сляба з товщиною декілька десятків міліметрів або у вигляді тонкої смуги, отриманої при пропусканні між зустрічними обертовими сталевими валками. Звичайно, хоча даний опис пояснює застосування винаходу до продуктів плоскої форми, він так само може застосовуватися при виробництві довгих продуктів, зроблених з Fe-C-Mn сталі.

Дані відлиті напівоброблені продукти перш за все нагріваються за температури, що перебуває в інтервалі від 1100 до 1300°C. Метою цього нагрівання є досягнення кожною точкою температурного інтервалу, сприятливого для великих деформацій, яким сталь піддаватиметься під час прокатки.

Проте температура не повинна перевищувати 1300°C через побоювання, що вона є дуже близькою до температури солідусу, яка могла б бути досягнута в будь-яких марганець- і/або вуглець-сегрегованих зонах, що приводить до локальної появи рідкого стану, який може чинити шкідливу дію при гарячому пресуванні. У разі прямого відливання у вигляді тонкої смуги, отриманої при пропусканні між зустрічними обертовими сталевими валками, стадія гарячого прокатування цих напівоброблених продуктів, що проводиться за температур, які перебувають між 1300 і 1100°C, може проводитися безпосередньо після відливання, тому в цьому випадку проміжне повторне нагрівання не є необхідним.

Виробничі умови напівобробленого продукту (лиття, повторне нагрівання) мають прямий вплив на можливу сегрегацію вуглецю і марганцю - ця властивість детально обговорюватиметься пізніше.

Напівоброблений продукт є гарячокатаним, наприклад приведеною нижче гарячокатаною смугою завтовшки декілька міліметрів. Згідно винаходу, низький вміст алюмінію в сталі запобігає значному осадженню AlN, яке могло б погіршити здатність до гарячої деформації під час прокатки. Для того, щоб уникнути будь-яких проблем з утворенням тріщин у зв'язку з недостатньою пластичністю, кінцева температура прокатки повинна бути 900°C або вище.

Винахідники продемонстрували, що властивості пластичності отриманої сталі погіршувалися, коли рекристалізаційна поверхнева фракція сталі була меншою 100%. Отже, якщо умови гарячої прокатки не приводять до повної рекристалізації аустеніту, то, як продемонстрували винахідники, після стадії гарячого прокатування слід встановити час витримки таким, щоб рекристалізаційна поверхнева фракція становила 100%. Таким чином, проведення такої високотемпературної стадії з витриманням в ізотермічних умовах після прокатки, приводить до повної рекристалізації.

Також продемонстровано, що для гарячокатаного листа, необхідне запобігання утворення карбиду (особливо цементиту (Fe, Mn)₃C і перліту) при осадженні, яке привело б до погіршення механічних властивостей, особливо до зменшення пластичності і збільшення коефіцієнта міцності. Для досягнення цієї мети, винахідники встановили, що якщо швидкість охолодження після стадії прокатування (або після необов'язкової витримки в часі, необхідної для рекристалізації) має значення 20°C/с або вище, то осадження повністю відвертається. Це стадія охолодження, за якою йде операція згортання. Вона також показала, що температура охолодження повинна бути нижчою 400°C, щоб уникнути повторного осадження.

Винахідники продемонстрували, що для сталевих композицій згідно винаходу, такі властивості як висока міцність і видовження при розриві особливо виявляються, коли значення розміру аустенітного зерна дорівнює 10 мікронів або менше. За цих умов міцність на розрив отриманого таким чином гарячокатаного листа, має значення, більше за 1200МПа і добуток R (міцність (в МПа) × видов-

ження на розрив (в %) має значення, більше за 65000МПа%.

Існують області застосування, в яких необхідно отримати на гарячокатаному листі навіть вищі міцнісні характеристики, що мають значення на рівні 1400МПа і вище. Винахідники продемонстрували, що такі характеристики були отримані при дії на описаний вище гарячокатаний сталевий лист деформації в холодному стані, з коефіцієнтом деформації, рівним принаймні 13%, але не більше 17%. Таким чином, дана деформація в холодному стані передається листу, який охолоджувався після згортання, розгортання і звичайно протравлювався. Ця деформація з відносно низьким коефіцієнтом приводить до одержання продукту із зменшеною анізотропією, яка не впливає на подальші процеси. Таким чином, хоча спосіб включає стадію деформації в холодному стані, отриманий лист може іменуватися як «гарячокатаний лист», коли йдеться про надзвичайно маленький коефіцієнт деформації у холодному стані, в порівнянні із звичайними коефіцієнтами, отриманими в процесі холодного прокатування до відпалу з метою виготовлення тонкого листа і коли йдеться про товщину одержаного таким чином листа, величина якої лежить в звичайному інтервалі товщини гарячокатаного листа. Проте, коли еквівалентний коефіцієнт деформації в холодному стані становить більше ніж 17%, зменшення в видовженні стає таким, що параметр R (міцність в $R_m \times$ видовження на розрив A) не може досягати 50000МПа%. За дотримання умов винаходу, лист залишається добре пристосованим до видовження не зважаючи на його дуже високу міцність, оскільки добуток R отриманого таким чином листа більше або рівний 50000МПа%.

Для випадку холоднокатаного і відпаленого листа винахідники також продемонстрували, що структуру належить повністю рекристалізувати після відпалювання з метою досягнення бажаних властивостей. Одночасно, коли середнє значення розміру зерна становить менше 5 мікрон, величина міцності перевищує 1200МПа і добуток R має значення, більше за 65000МПа%. Коли середнє значення розміру зерна становить менше 3 мікронів, величина міцності перевищує 1250МПа, а добуток R все ще має значення, більше за 65000МПа%.

Винахідники також відкрили спосіб виробництва холоднокатаного і відпаленого сталевих листа з міцністю, більшою за 1250МПа, і добутком R , що має значення, більше за 60000МПа%, застосовуючи гарячокатаний лист, отриманий згідно способам, описаним вище, і потім виконанням принаймні одного циклу, де кожен цикл складається з наступних стадій:

- холодне прокатування в одному або більш послідовних проходжень; і
- рекристалізаційне відпалювання, середнє значення розміру аустенітної зернини перед останнім циклом холодної прокатки з подальшою рекристалізаційною обробкою відпалюванням має значення менше 15 мікрон.

Може бути необхідним одержання холоднокатаного листа із ще вищою міцністю, що має значення більше 1400МПа. Винахідники продемонст-

рували, що такі властивості могли б бути досягнуті за допомогою одержання холоднокатаного листа, який має характеристики згідно винаходу і описані вище, або і отриманням холоднокатаного листа, який виготовлений із застосуванням способу згідно винаходу, що описаний вище. Винахідники відкрили, що застосування холодних деформацій до такого листа з еквівалентним коефіцієнтом деформації, що має значення принаймні 6% але не більше 17%, дає можливість досягти міцності, більшої за 1400МПа, і добуток R , що має значення, більше за 50000МПа%. Коли еквівалентний коефіцієнт деформації на холоді має значення, більше за 17%, зменшення видовження стає таким, що добуток R не може досягти значення 50000МПа%.

Особливо важлива роль, яку грають вуглець і марганець, в контексті даного винаходу не буде пояснена детально. Щоб все ж таки зробити це, буде дано посилання до Фіг.1, яка показує на кривій вуглець-марганець (в рівновазі із залізом) розраховані криві енергій дефектів кристалічної структури, величини яких перебувають в інтервалі від 5 до 30МДж/м². За даної температури деформації і за даного розміру зерна, вид деформації є теоретично однаковим для будь-якого Fe-C-Mn сплаву, що має схожу SFE. Також на цій кривій показана ділянка початку перетворення в мартенсит.

Винахідники продемонстрували, що для оцінювання механічної поведінки необхідно розглянути не тільки номінальну хімічну композицію сплаву, наприклад, допустимий або середній вміст вуглецю і марганцю, але також його локальний вміст.

Відомо, що в процесі виробництва сталі кристалізація призводить до того, що певні елементи сегрегуються в більшій або меншій кількості. Це витікає з того факту, що розчинність елементів у твердій фазі відрізняється від розчинності в рідкій фазі. Отже, часто виникатимуть зародки кристалізації тих розчинених компонентів, вміст яких нижчий номінальної композиції, причому заключна стадія ствердження включатиме залишкову рідку фазу, збагачену розчиненими речовинами. Така первинна отверджена структура може мати різні морфології (наприклад, дендритну або рівновісну морфологію) і проявлятися більшою або меншою мірою. Навіть якщо ці характеристики модифікуються прокатуванням або послідовними тепловими обробками, аналіз локального вмісту елементів показує флуктуації відносно величини, що відповідає середньому або номінальному вмісту цього елемента.

Очевидно, що термін «локальний вміст» означає тут вміст, вимірюваний за допомогою приладу, такого як електронний мікросонд. Лінійне або поверхневе сканування за допомогою такого приладу дозволяє визначати зміни локального вмісту.

Таким чином, була виміряна зміна локального вмісту Fe-C-Mn сплаву, номінальний склад якого становить C=0,23%, Mn=24%, Si=0,203%, N=0,001%. Винахідники продемонстрували косегрегацію вуглецю і марганцю - локально збагачені вуглецем (або збіднені вуглецем) зони також відповідають зонам, локально збагаченим (або збідненим) марганцем. Кожна виміряна точка, що має локальну концентрацію вуглецю (C_L) і локальну концентрацію марганцю (Mn_L) побудована на Фіг.1,

комбінація, що створює сегмент, подає локальні зміни вуглецю і марганцю в сталевому листі, усе-реднені на номінальний вміст ($C=0,23\%$ / $Mn=24\%$). У цьому випадку можна бачити, що зміни локального вмісту підтверджуються зміною енергії дефектів кристалічної структури, оскільки ця величина варіюється від 7 МДж/м^2 для зон, менш багатих С і Мп, до приблизно 20 МДж/м^2 для зон, найбільш збагачених. Більше того, відомо, що двійниковання відбувається як переважний вид деформації за кімнатної температури, коли SFE становить приблизно $15\text{--}30 \text{ МДж/м}^2$. У зазначеному вище випадку цей переважний вид деформації не може бути повністю представлений по всьому сталевому листу і певні часткові зони можуть ймовірно виявляти механічну поведінку, відмінну від нього, за винятком сталевих листів з номінальним складом, зокрема, більш низьку деформованість шляхом двійниковання серед певних зернин. В більш загальному значенні, вважається, що за дуже особливих умов, залежних, наприклад, від деформації або температурного навантаження, від розміру зерна, локальні вмісти вуглецю і марганцю можуть зменшуватися до точки, яка локально приводить до викликаного деформацією мартенситного перетворення.

Винахідниками знайдені особливі умови для одержання дуже високих механічних властивостей, в поєднанні з великою однорідністю цих властивостей в сталевому листі. Як пояснювалося вище, комбінація з вуглецю із вмістом ($0,85\%\text{--}1,05\%$) і марганцю із вмістом ($16\%\text{--}19\%$), що перебуває у відповідності з іншими властивостями винаходу, приводить до величин міцності, більших за 1200 МПа , і добуток R (міцність (в МПа) \times видовження на розрив в $\%$) має значення, більше за $60\,000$ або навіть $65000 \text{ МПа} \cdot \%$. На фігурі 1 буде видно, що ці сталеві композиції лежать на ділянці, на якій SFE становить приблизно $19\text{--}24 \text{ МДж/м}^2$, що, інакше кажучи, сприятливо для деформації двійникованням. Проте винахідники також продемонстрували, що зміни локального вмісту вуглецю і марганцю мають набагато нижчий вплив, ніж згадані зміни в попередньому прикладі. Причина полягає в тому, що показані вимірювання змін лока-

льного вмісту (C_L , Mn_L), виконані на різних Fe-C-Mn для аустенітних сталевих композицій в однакових виробничих умовах, при цьому косегрегація вуглецю і марганцю дуже близька до тієї, яка показана на Фіг.1. В цих умовах, зміни локального вмісту (C_L , Mn_L) мають тільки незначний вплив на механічну поведінку, оскільки сегмент, що подає цю косегрегацію, лежить уздовж напрямку, приблизно паралельного ізo-SFE кривим.

Додатково винахідники продемонстрували, що слід повністю уникати утворення мартенситу в ході операцій деформації або у процесі застосування листа через побоювання, що механічні властивості на ділянках можуть стати неоднорідними. Винахідники визначили, що ця умова виконується, коли в будь-якій точці листа локальний вміст вуглецю і марганцю є таким: $\%Mn_L + 9,7\% C_L \geq 21,66$. Таким чином, завдяки характеристикам номінальної хімічної композиції, які визначені у винаході і які визначають за допомогою локального вмісту вуглецю і марганцю, утворюється аустенітний сталевий лист, який має не тільки дуже високі механічні властивості, але також дуже низький розкид цих властивостей.

Фахівець у даній області техніки, завдяки своїм загальним знанням, пристосує виробничі умови для того, щоб отримати ці співвідношення, що стосуються локального вмісту, особливо в умовах лиття (температура лиття, електромагнітне перемішування рідкого металу) або в умовах повторного нагрівання, яке приводить до гомогенізації вуглецю і марганцю шляхом дифузії.

Зокрема, кращим є виконання процесів для отримання литих напівоброблених продуктів у вигляді тонкого сляба (товщиною кілька сантиметрів) або тонкої смуги, оскільки ці процеси загалом пов'язані із зменшенням локальних композиційних неоднорідностей.

В прикладі, яким даний винахід не обмежується, показані результати, переважні риси яких обговорюються у винаході.

Приклад

Були виплавлені сталі з наступними номінальними складами 15 (вміст виражений у вагових відсотках):

Таблиця 1

Номінальні хімічні склади сталей

Сталі		c	Mn	Si	S	p	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	N
I	Згідно винаходу	0,97	17,6	0,51	0,001	0,005	0,030		0,005			0,025
R1	Еталон	0,61	21,5	0,49	0,001	0,016	0,003	0,02	0,053	0,044	0,009	0,01
R2	Еталон	0,45	17,5	0,3	0,001	0,005	0,030					0,01

Після відливання напівоброблений продукт із сталі I згідно винаходу повторно нагрівали до температури 1180°C , прокатували в гарячому вигляді до тих пір, доки температура не перевищила 900°C , для того, щоб досягти товщини 3 мм . Установлений час витримки після прокатки мав значення 2 с і приводив до повної рекристалізації, потім продукт охолоджувався із швидкістю, більшою за 20°C/с з подальшим згортанням за температури навколишнього середовища.

Еталонні зразки сталі повторно нагрівали за температури 1150°C , прокатували до тих пір, поки температура в кінці прокатки не перевищила 940°C і потім згортали за температури, нижчої 450°C .

Рекристалізована поверхнева фракція мала значення 100% для всіх сталей, фракція осаждених карбідів становила 0% і середній розмір зернин мав значення між 9 і 10 мікронами.

Механічні властивості при розтягуванні гарячекатаних 5 листів були наступні:

Таблиця 2

Механічні властивості при розтягуванні гарячокатаних листів

Сталь	Міцність	Видовження на розрив	$P = \text{міцність} \times \text{видовження на розрив}$
Згідно винаходу	1205 МПа	64%	77000 МПа%
Еталон R1	1010 МПа	65%	66180 МПа%
Еталон R2	1050 МПа	45%	47250 МПа%

У порівнянні з еталонною сталлю R1, механічні властивості якої вже є високими, сталь згідно винаходу робить можливим одержати міцність, збільшену приблизно на 200МПа з подібним видовженням.

Щоб оцінити структурну і механічну однорідність в 15 процесі деформування було проведено витягання чашок, на яких рентгенодифракційним методом досліджували мікроструктуру. У разі еталонної сталі R2 спостерігали появу мартенситу щоразу, коли коефіцієнт деформації перевищував 17%, при цьому загальна операція витягування приводила до руйнування. Аналіз показав, що характеристика $\%Mn_L + 9,7\%C_L \geq 21,66$ не відповідає будь-якій точці (Фіг.1).

Для сталі згідно винаходу сліди мартенситу не були знайдені і ті ж аналізи показали, що характеристика $\%Mn_L + 9,7\%C_L \geq 21,66$ була присутня ко-

жній точці, таким чином запобігаючи появі мартенситу.

Сталевий лист згідно винаходу потім піддався незначній деформації на холоді прокатуванням з еквівалентною деформацією 14%. Після цього міцність продукту мала значення 1420МПа і його видовження на розрив становило 42%, тобто добуток $P=59640\text{МПа}\%$. Цей продукт, що має винятково високі механічні властивості забезпечує великий потенціал для подальшого деформування через оборотну пластичність і низьку анізотропію даного продукту.

До того ж, після стадій згортання, розгортання і травлення, гарячокатаний лист сталі згідно винаходу і такий же лист сталі R1 були потім прокатані на холоді з тим, щоб отримати повністю рекристалізаційну структуру. Середнє значення розміру аустенітного зерна, міцність і видовження при розриві показані в наведеній нижче таблиці.

Таблиця 3

Механічні властивості при розтягуванні холоднокатаних листів

Сталь	Середнє значення розміру зерна	Міцність	Видовження на розрив	$P = \text{міцність} \times \text{видовження на розрив}$
Згідно винаходу	4 мікрони	1289 МПа	58%	74760 МПа%
Еталон R1	3 мікрони	1130 МПа	55%	62150 МПа%

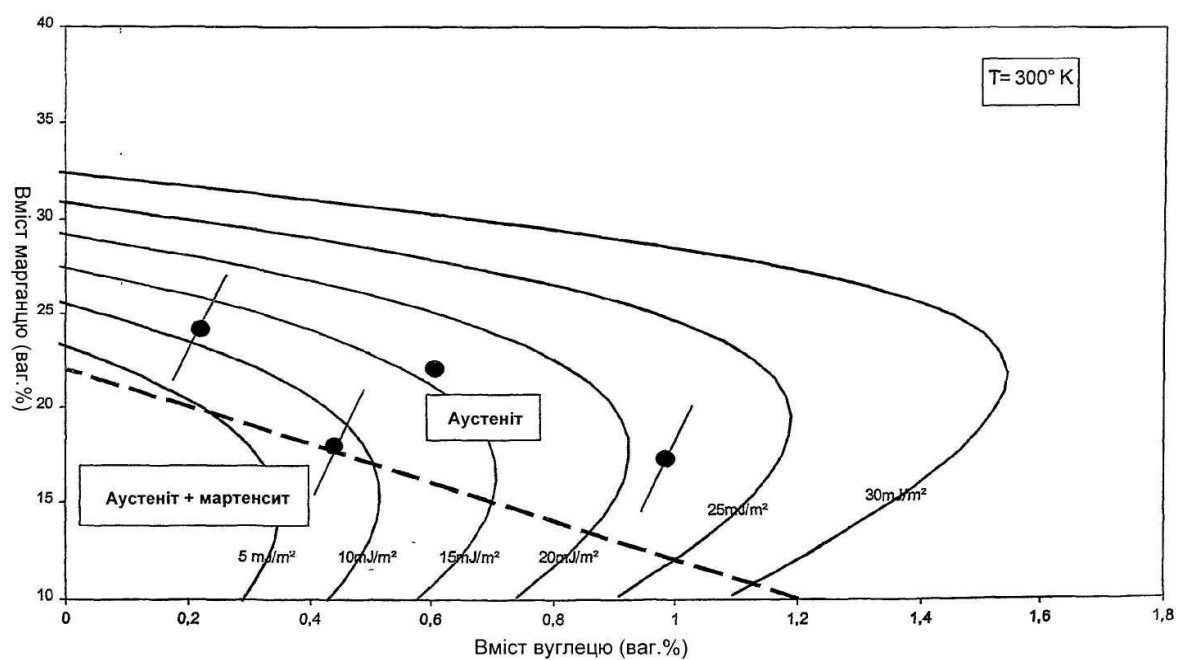
З табличних даних випливає, що сталевий лист, виготовлений згідно винаходу, середнє значення розміру зерна якого становить 4 мікрони, дає особливо вигідне поєднання міцності/видовження і значне збільшення міцності у порівнянні з еталонною сталлю. Як і у випадку з гарячокатаними листовими продуктами, ці властивості отримані з дуже високою однорідністю в продукті, без слідів мартенситу після деформації.

Випробування на однакове двовісне розширення, із застосуванням напівсферичного пуансона діаметром 75мм, які виконували на холоднокатаному і відпаленому листі завтовшки 1,6мм згідно винаходу, дали граничну глибину волочіння 33мм, що демонструє виняткову здатність до деформації. Випробування на вигин, виконані на такому ж листі, показали, що критична деформація до появи тріщин становила більше 50%.

Сталевий лист, виготовлений згідно винаходу, піддавали деформації на холоді за допомогою прокатування з еквівалентним коефіцієнтом деформації 8%.

Після цього міцність продукту мала значення 1420МПа і його видовження при розриві становило 48%, тобто добуток $P=68160\text{МПа}\%$.

Таким чином, унаслідок особливо високих механічних властивостей, їх дуже однорідної механічної поведінки і мікроструктурної стабільності гарячокатані або холоднокатані сталі згідно винаходу застосовуватимуться переважно в тих областях, де необхідно досягати високої здатності до деформації і дуже високої міцності. Коли вони застосовуються в автомобільній індустрії, їх переваги вигідно використовуватимуться для виробництва структурних частин, зміцнюючих елементів і навіть для зовнішніх частин.



Фіг. 1