



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 92075

(13) C2

(51) МПК (2009)

C22C 38/02

C22C 38/04

C22C 38/06

C22C 38/34

C22C 38/38

C21D 1/00

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ
І НАУКИ УКРАЇНИДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІОПИС
ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД**(54) СТАЛЕВИЙ ЛИСТ З ВИСОКИМИ ПОКАЗНИКАМИ МІЦНОСТІ, ПЛАСТИЧНОСТІ І ТВЕРДОСТІ, СПОСІБ ЙОГО ВИГОТОВЛЕННЯ (ВАРІАНТИ) ТА ЗАСТОСУВАННЯ (ВАРІАНТИ)**

1

2

(21) а200811832

(22) 14.02.2007

(24) 27.09.2010

(86) PCT/FR2007/000256, 14.02.2007

(31) 06290386.9

(32) 07.03.2006

(33) EP

(46) 27.09.2010, Бюл.№ 18, 2010 р.

(72) АЛЛЕН СЕБАСТЬЕН, FR, КУТЮРЬЕ ОДРІ,

FR, ІУНГ ТЬЕРІ, FR, КОЛЕН КРІСТІН, FR

(73) АРСЕЛОРМІТТАЛЬ ФРАНС, FR

(56) Заявка UA а 200505983, 15.07.2005

EP 0725156 A1, 07.08.1996

JP 10298648 A, 10.11.1998

WO 2004048631 A1, 10.06.2004

EP 1512760 A2, 09.03.2005

SUGIMOTO K ET AL: "STRETCH-FLANGEABILITY OF A HIGH-STRENGTH TRIP TYPE BAINITIC SHEET STEEL" ISIJ INTERNATIONAL, IRON AND STEEL INSTITUTE OF JAPAN, TOKYO., JP, vol. 40, no. 9, 2000, pages 920-926.

(57) 1. Горячекатаный стальной лист, який характеризується міцністю на розрив, більшою за 1200МПа, відношенням ударна міцність/міцність на розрив R_e/R_m , меншим за 0,75, і видовженню при розриві, більшим за 10%, склад сталі містить, мас. %: $0,10 \leq C \leq 0,25$ $1 \leq Mn \leq 3$ $Al \geq 0,015$ $Si \leq 1,985$ $Mo \leq 0,30$ $Cr \leq 1,5$ $S \leq 0,015$ $P \leq 0,1$ $Co \leq 1,5$ $B \leq 0,005$,

при цьому

 $1 \leq Si + Al \leq 2$ $Cr + (3 \times Mo) \leq 0,3$,решта - залізо й немінучі домішки, які виникають у процесі плавки, причому мікроструктура сталі складається щонайменше на 75об.% із бейніту, залишкового аустеніту в кількості, рівній або більшій за 5об.%, і мартенситу в кількості, рівній або більшій за 2об.%.
2. Сталевий лист за п.1, який відрізняється тим, що сталь містить, мас. %: $0,10 \leq C \leq 0,15$.

3. Сталевий лист за п.1, який відрізняється тим, що сталь містить, мас. %:

 $0,1 \leq C \leq 0,17$.

4. Сталевий лист за п.1, який відрізняється тим, що сталь містить, мас. %:

 $0,17 \leq C \leq 0,22$.

5. Сталевий лист за п.1, який відрізняється тим, що сталь містить, мас. %:

 $0,22 \leq C \leq 0,25$.

6. Сталевий лист за будь-яким із пп.1-5, який відрізняється тим, що сталь містить, мас. %:

 $1 \leq Mn \leq 1,5$.

7. Сталевий лист за будь-яким із пп.1-5, який відрізняється тим, що сталь містить, мас. %:

 $1,5 \leq Mn \leq 2,3$.

8. Сталевий лист за будь-яким із пп.1-5, який відрізняється тим, що сталь містить, мас. %:

 $2,3 \leq Mn \leq 3$.

9. Сталевий лист за будь-яким із пп.1-8, який відрізняється тим, що сталь містить, мас. %:

 $1,2 \leq Si \leq 1,8$.

10. Сталевий лист за будь-яким із пп.1-8, який відрізняється тим, що сталь містить, мас. %:

 $1,2 \leq Al \leq 1,8$.

11. Сталевий лист за будь-яким із пп.1-10, який відрізняється тим, що сталь містить, мас. %:

 $Mo \leq 0,010$.

12. Сталевий лист за будь-яким із пп.1-11, який відрізняється тим, що вміст вуглецю в залишковому аустеніті є більшим від 1 мас. %.

(13) C2

(11) 92075

(19) UA

13. Сталевий лист за будь-яким з пп.1-12, який **відрізняється** тим, що містить включення карбідів між бейнітними пластинками, а кількість N зазначених міжпластинкових включень карбідів із розміром, більшим за $0,1\mu\text{м}$ на одиницю поверхні, дорівнює $50000/\text{мм}^2$ або менше.

14. Сталевий лист за будь-яким із пп.1-13, який **відрізняється** тим, що містить острівці мартенсит/залишковий аустеніт, а кількість $N_{\text{МА}}$ на одиницю поверхні зазначених острівців мартенсит/залишковий аустеніт, які мають максимальний розмір L_{max} , більший за $2\mu\text{м}$, і характеризуються фактором видовження $L_{\text{max}}/L_{\text{min}}$, меншим від 4, є меншою від $14000/\text{мм}^2$.

15. Спосіб виробництва гарячекатаного сталевго листа, який характеризується міцністю на розрив, більшою від 1200МПа , відношенням R_e/R_m , меншим від 0,75, і видовженням при розриві, більшим за 10%, у якому:

- одержують сталь, яка має склад за будь-яким з пп.1-11;
- відливають із цієї сталі напівпродукт;
- нагрівають зазначений напівпродукт до температури, вищої за 1150°C ;
- піддають зазначений напівпродукт гарячій прокатці в температурному інтервалі, у якому мікроструктура сталі є повністю аустенітною, після чого одержаний у такий спосіб лист охолоджують від температури T_{DR} , вищої від Ar_3 , до температури перетворення T_{FR} таким чином, що швидкість первинного охолодження V_R від T_{DR} до T_{FR} становить від 50 до $90^\circ\text{C}/\text{сек.}$, а температура T_{FR} лежить між B' та $M_s + 50^\circ\text{C}$, де B' позначає температуру, визначену відносно температури B_s початку бейнітного перетворення, а M_s позначає температуру початку мартенситного перетворення, після чого зазначений лист охолоджують від температури T_{FR} зі швидкістю вторинного охолодження V'_R від $0,08^\circ\text{C}/\text{хв.}$ до $600^\circ\text{C}/\text{хв.}$ до кімнатної температури;
- при цьому температура B' дорівнює B_s , коли швидкість V'_R становить від $0,08$ до $2^\circ\text{C}/\text{хв.}$; і
- зазначена температура B' дорівнює $B_s + 60^\circ\text{C}$, коли швидкість V'_R є більшою від $2^\circ\text{C}/\text{хв.}$, але не перевищує $600^\circ\text{C}/\text{хв.}$

16. Спосіб за п.15, який **відрізняється** тим, що початкову температуру T_{DR} первинного охолодження, що лежить вище, ніж Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} первинного охолодження, швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} та швидкість V'_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб кількість вуглецю в остаточному аустеніті була більше ніж $1\text{мас.}\%$.

17. Спосіб за будь-яким з пп.15, 16, який **відрізняється** тим, що початкову температуру T_{DR} первинного охолодження, що лежить вище, ніж Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} та швидкість V'_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб утворити міжпластинкові включення карбідів з розміром більше ніж $0,1\mu\text{м}$, кількість яких на одиницю площі не перевищувала б $50000/\text{мм}^2$.

18. Спосіб за будь-яким з пп.15-17, який **відрізняється** тим, що початкову температуру T_{FR} первинного охолодження, що лежить вище, ніж Ar_3 , кін-

цеву температуру T_{FR} , швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} та швидкість V'_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб утворити острівці мартенсит-залишковий аустеніт, які мали б максимальний розмір L_{max} більше ніж $2\mu\text{м}$ та фактор подовження $L_{\text{max}}/L_{\text{min}}$ менше ніж 4, а їх кількість $N_{\text{МА}}$ на одиницю площі була менше ніж $14000/\text{мм}^2$.

19. Спосіб виробництва гарячекатаного сталевго листа, який характеризується міцністю на розрив, більшою від 1200МПа , відношенням R_e/R_m , меншим від 0,75, і видовженням при розриві, більшим за 10%, при якому:

- одержують сталь, яка має склад за будь-яким з пп.1-11;
- відливають із цієї сталі напівпродукт;
- нагрівають зазначений напівпродукт до температури, вищої за 1150°C ;
- піддають зазначений напівпродукт гарячій прокатці в температурному інтервалі, у якому мікроструктура сталі є повністю аустенітною, після чого одержаний у такий спосіб лист охолоджують від температури T_{DR} , вищої за Ar_3 , до проміжної температури T_1 зі швидкістю охолодження V_{R1} , рівною $70^\circ\text{C}/\text{сек.}$ або вище, де температура T_1 не перевищує 650°C ; після чого
- зазначений лист охолоджують від зазначеної температури T_1 до температури T_{FR} , де ця температура T_{FR} знаходиться в інтервалі між B' та $M_s + 50^\circ\text{C}$, де B' позначає температуру, визначену відносно температури B_s початку бейнітного перетворення, а M_s позначає температуру початку мартенситного перетворення, таким чином, що швидкість охолодження від зазначеної температури T_{DR} до зазначеної температури T_{FR} становить від 20 до $90^\circ\text{C}/\text{сек.}$, після чого
- зазначений лист охолоджують від температури T_{FR} зі швидкістю вторинного охолодження V'_R від $0,08$ до $600^\circ\text{C}/\text{хв.}$ до кімнатної температури;
- при цьому зазначена температура B' дорівнює B_s , коли зазначена швидкість V'_R становить від $0,08$ до $2^\circ\text{C}/\text{хв.}$; і
- зазначена температура B' дорівнює $B_s + 60^\circ\text{C}$, коли зазначена швидкість V'_R є більшою від $2^\circ\text{C}/\text{хв.}$, але не перевищує $600^\circ\text{C}/\text{хв.}$

20. Спосіб виробництва гарячекатаного сталевго листа, який характеризується міцністю на розрив, більшою від 1200МПа , відношенням R_e/R_m , меншим від 0,75, і видовженням при розриві, більшим за 10%, у якому:

- одержують сталь, яка має склад за будь-яким з пп.1-11;
- відливають із цієї сталі напівпродукт;
- нагрівають зазначений напівпродукт до температури, вищої за 1150°C ;
- піддають зазначений напівпродукт гарячій прокатці в температурному інтервалі, у якому мікроструктура сталі є повністю аустенітною, після чого
- початкову температуру T_{DR} первинного охолодження, яка є вищою за Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} первинного охолодження, швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} і швидкість V'_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб мікроструктура сталі складалася на щонайменше $75\text{об.}\%$ із бейніту, залишкового аустеніту в

кількості, рівній або більшій за 5об.%, і мартенситу в кількості, рівній або більшій за 2об.%.
 21. Спосіб за п.20, який **відрізняється** тим, що

початкову температуру T_{DR} первинного охолодження, яка є вищою від Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} первинного охолодження, швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} і швидкість V'_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб вміст вуглецю в залишковому аустеніті був більшим від 1мас.%.
 22. Спосіб за будь-яким із пп.20, 21, який **відрізняється** тим, що початкову температуру T_{DR} первинного охолодження, яка є вищою від Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} , швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} і швидкість V'_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб утворити міжпластинкові включення карбідів із розміром, більшим за 0,1 μ м, кількість яких на одиницю площі не перевищувала б 50000/мм².

23. Спосіб за будь-яким із пп.20-22, який **відрізняється** тим, що початкову температуру T_{DR} первинного охолодження, яка є вищою від Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} , швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} і швидкість V'_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб утворити міжпластинкові включення карбідів із розміром, більшим за 0,1 μ м, кількість яких на одиницю площі не перевищувала б 50000/мм².

23. Спосіб за будь-яким із пп.20-22, який **відрізняється** тим, що початкову температуру T_{DR} первинного охолодження, яка є вищою від Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} , швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} і швидкість V'_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб утворити міжпластинкові включення карбідів із розміром, більшим за 0,1 μ м, кількість яких на одиницю площі не перевищувала б 50000/мм².

ного охолодження, яка є вищою від Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} , швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} і швидкість V'_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб утворити острівці мартенсит/залишковий аустеніт, які мають максимальний розмір L_{max} , більший за 2 μ м, і фактор видовження L_{max}/L_{min} , менший від 4, а їх кількість N_{MA} на одиницю площі була меншою за 14000/мм².

24. Застосування гарячекатаного сталевго листа за будь-яким із пп.1-14 або виготовленого способом за будь-яким з пп.15-23, в автомобільній промисловості для виготовлення елементів конструкції або арматурних елементів.
 25. Застосування гарячекатаного сталевго листа за будь-яким із пп.1-14 або виготовленого способом за будь-яким із пп.15-23, для виготовлення елементів конструкцій в промисловій галузі.

26. Застосування відповідно до п.25 для виготовлення арматурних елементів в промисловій сфері.
 27. Застосування відповідно до п.25 для виготовлення зносостійких деталей в промисловій галузі.

26. Застосування відповідно до п.25 для виготовлення арматурних елементів в промисловій сфері.
 27. Застосування відповідно до п.25 для виготовлення зносостійких деталей в промисловій галузі.

Винахід відноситься до виробництва гарячекатаного листа, виконаного зі сталі, що називається «багатофазною» сталлю, яка характеризується одночасно дуже високою міцністю на розрив і здатністю до деформації, що дозволяють проведення операцій холодного формування. Більш конкретно, винахід відноситься до сталей із переважно бейнітною мікроструктурою, яка характеризується міцністю на розрив вищою за 1200МПа та відношенням ударна міцність (ударна в'язкість)/міцність на розрив меншим за 0,75. Галузями застосування для такого гарячекатаного листа є, зокрема, автомобільний сектор і промисловість у цілому.

В автомобільній промисловості, зокрема, існує постійна потреба полегшення транспортних засобів і підвищення безпеки. Із цієї причини були запропоновані кілька родин сталі, які характеризуються різними рівнями міцності.

Насамперед, були запропоновані сталі, які мають елементи мікролігатури, зміцнення яких відбувається одночасно за рахунок процесу виділення й за рахунок зменшення розміру зерна. Після розробки таких сталей відбувалась розробка «двофазних» сталей, у яких присутність мартенситу у феритній матриці дозволяє одержувати міцність на розрив вищу за 450МПа одночасно з високою здатністю до холодного формування.

З метою одержання ще більш високих рівнів міцності на розрив були розроблені сталі, які проявляють характеристики TRIP (пластичність, індукована перетворенням) з дуже вигідними комбінаціями властивостей (міцність на розрив/здатність до деформації). Ці властивості пов'язані зі структурою таких сталей, яка утворена феритною матрицею, яка містить бейніт і залишковий аустеніт. Залишковий аустеніт

стабілізують додаванням кремнію або алюмінію, причому ці елементи гальмують виділення карбідів в аустеніті й у бейніті. Присутність залишкового аустеніту надає недеформованому листу

високої пластичності. Під впливом наступної деформації, наприклад, при прикладанні навантаження уздовж однієї осі, залишковий аустеніт деталі, виконаної з TRIP-сталі, поступово перетворюється на мартенсит, наслідком чого стає значне зміцнення й затримка появи звуження.

Для одержання ще більш високої міцності на розрив, тобто рівня більш високого ніж 800-1000МПа, були розроблені багатофазні сталі, які мають переважно бейнітну структуру. Такі сталі з успіхом використовуються в автомобільній промисловості або в промисловості в цілому для елементів конструкції, таких як поперечні елементи бамперів, стійки, різні арматури та зносостійкі деталі тертя. Однак здатність до формування цих деталей вимагає достатнього видовження (більшого, ніж 10%) і одночасно не занадто високого відношення границя текучості/міцність на розрив для того, щоб мати достатній запас пластичності.

У патенті US 6364968 розкривається виробництво гарячекатаного листа, виконаного зі сталі, мікролегованої ніобієм або титаном, яка має міцність на розрив більшу за 780МПа, з бейнітною структурою, або бейніт/мартенситною структурою, та яка містить, принаймні, 90% бейніту, і з розміром зерна меншим за 3 μ м. Варіанти здійснення в патенті показують, що отримана міцність на розрив ледь перевищує 1200МПа, при цьому відношення R_e/R_m є більшим за 0,75. Слід також зазначити, що карбіди, які містяться в цьому типі структури, в яких значно переважає бейніт, при прикладанні навантаження призводять до механічного пошкодження, наприклад, у тестах на збільшення отворів.

У патенті US 4472208 також розкривається виробництво гарячекатаного листа, виконаного зі сталі, мікролегованої титаном, яка має переважно бейнітну структуру, яка містить, щонайменше, 10% фериту, краще від 20 до 50% фериту, і виділений карбід титану (TiC). Однак через велику кількість

фериту міцність на розрив сортів, виготовлених відповідно до цього винаходу, є меншою за 1000МПа - значення, яке може бути недостатнім для деяких застосувань.

У патенті JP 2004332100 розкривається виробництво гарячекатаного сталевго листа, який має міцність на розрив більшу від 800МПа, з бажано бейнітною структурою, яка містить менше 3% залишкового аустеніту. Однак для одержання високих значень міцності на розрив необхідно додавати дорогий ніобій.

У патенті JP 2004190063 розкривається виробництво гарячекатаного сталевго листа, який має високу міцність на розрив і характеризується величиною добутку міцності на розрив на видовження, яка перевищує 20000МПа·%, який містить аустеніт. Однак така сталь потребує додавання дорогої міді, пов'язаного зі вмістом сірки.

Завданням даного винаходу є розв'язання окреслених вище проблем. Його мета полягає у створенні гарячекатаної сталі, яка характеризується міцністю на розрив більшою від 1200МПа одночасно з високою здатністю до деформації на холоді, відношенням R_e/R_m меншим від 0,75 і видовженням при розриві більшим за 10%. Метою винаходу є також створення сталі, яка б була власне не чутливою до ушкоджень при різанні механічним способом.

Метою винаходу є також створення сталі, яка б характеризувалася гарною ударною міцністю, що дозволяло б запобігати швидкому поширенню якого-небудь дефекту, особливо в стані динамічної напруги. Метою є також досягнення енергії руйнування в тесті Шарпі з V-подібним надрізом вищої за 28Дж при 20°C. Метою винаходу є також створення сталі, яка б характеризувалася гарною здатністю до зварювання при зварюванні за допомогою стандартних методів з'єднання у діапазоні товщин від 1мм до більше 30мм, зокрема, при точечному контактному зварюванні або дуговому зварюванні, наприклад, при зварюванні металевим електродом у середовищі газу (MAG). Метою винаходу є також створення сталі, у складі якої не було б дорогих мікролегуючих елементів таких як титан, ніобій або ванадій. При такому підході виробничі витрати були б знижені, а термомеханічні технологічні схеми спрощені. Метою винаходу є також сталі, які характеризуються дуже високою межею утоми. Крім того, метою винаходу є створення способу виробництва, у якому невеликі варіації в параметрах не приводили б до істотних змін мікроструктури або механічних властивостей.

Для зазначеної мети одним із предметів винаходу є гарячекатаний сталевий лист, який характеризується міцністю на розрив більшою від 1200МПа, відношенням R_e/R_m меншим від 0,75 і видовженням при розриві більшим за 10%, до складу якого входять (вміст подано за вагою): $0,10\% \leq C \leq 0,25\%$, $1\% \leq Mn \leq 3\%$, $Al \leq 0,015\%$, $Si \leq 1,985\%$, $Mo \leq 0,30\%$, $Cr \leq 1,5\%$, $S \leq 0,015\%$, $P \leq 0,1\%$, $Co \leq 1,5\%$, $B \leq 0,005\%$, при цьому варто мати на увазі, що $1\% \leq Si + Al \leq 2\%$, $Cr + (3 \leq Mo) \leq 0,3\%$, решту становить залізо й неминучі домішки, які виникають у процесі плавки, причому мікроструктура сталі утворена, щонайменше, на 75% з бейні-

ту, залишкового аустеніту в кількості рівній або більшій за 5% і мартенситу в кількості рівній або більшій за 2%.

Бажано, щоб вміст вуглецю в сталевому листі був таким, щоб: $0,10\% \leq C \leq 0,15\%$.

Бажано також, щоб вміст вуглецю був таким, щоб: $0,15\% \leq C \leq 0,17\%$.

Відповідно до одного із кращих варіантів здійснення, вміст вуглецю є таким, щоб: $0,17\% \leq C \leq 0,22\%$.

Бажано, щоб вміст вуглецю був таким, щоб: $0,22\% \leq C \leq 0,25\%$.

Відповідно до одного із кращих варіантів здійснення, до складу сталі входить марганець, у кількості: $1\% \leq Mn \leq 1,5\%$.

Бажано також, щоб склад сталі був таким, щоб: $1,5\% \leq Mn \leq 2,3\%$.

Бажано, щоб до складу сталі входив марганець, у кількості: $2,3\% \leq Mn \leq 3\%$.

Відповідно до одного із кращих варіантів здійснення, до складу сталі входить кремній, у кількості: $1,2\% \leq S \leq 1,8\%$.

Бажано також, щоб склад сталі включав алюміній, у кількості: $1,2\% \leq Al \leq 1,8\%$.

Відповідно до одного із кращих варіантів здійснення, склад сталі є таким, щоб: $Mo \leq 0,010\%$.

Ще одним предметом винаходу є сталевий лист, вміст вуглецю в залишковому аустеніті якого є більшим від 1% ваги.

Ще одним предметом винаходу є сталевий лист, який містить карбіди між пластинками бейніту, причому кількість N міжпластинкових карбідів із розміром більшим за 0,1μm на одиницю площі дорівнює 50000/мм² або менше.

Ще одним предметом винаходу є сталевий лист, який містить острівці мартенсит/залишковий аустеніт, причому кількість N_{MA} на одиницю площі острівців мартенсит/залишковий аустеніт, що мають максимальний розмір L_{max} більший за 2 цм і характеризуються фактором видовження L_{max}/L_{rain} меншим від 4, менше 14000/мм².

Ще одним предметом винаходу є спосіб виробництва гарячекатаного сталевго листа, який характеризується міцністю на розрив більшою за 1200МПа, відношенням R_e/R_m меншим від 0,75 і видовженням при розриві більшим за 10%, при якому:

- одержують сталь зазначеного вище складу;
- відливають із цієї сталі напівпродукт;
- нагрівають напівпродукт до температури вищої за 1150°C;
- піддають напівпродукт гарячому прокату в температурному інтервалі, у якому структура сталі є повністю аустенітною;
- після цього отриманий у такий спосіб лист охолоджують від температури T_{DR} , вищої від Ar_3 , до температури перетворення T_{FR} таким чином, щоб швидкість первинного охолодження V_R від T_{DR} до T_{FR} становила від 50 до 90°C/сек., а температура T_{FR} лежить між B'_s та $M_s + 50^\circ C$, де B'_s позначає температуру, яка визначається відносно температури B_s початку бейнітного перетворення, а M_s позначає температуру початку мартенситного перетворення, після чого

- лист охолоджують від температури T_{FR} зі швидкістю вторинного охолодження V'_R від $0,08^\circ\text{C/хв.}$ до 600°C/хв. до кімнатної температури;

- при цьому температура B'_3 дорівнює B_s , коли швидкість V'_R становить від $0,08$ до 2°C/хв. ; і

- температура B_s дорівнює $B_s + 60^\circ\text{C}$, коли швидкість V'_R є більшою за 2°C/хв. , але не перевищує 600°C/хв.

Ще одним предметом винаходу є спосіб виробництва гарячекатаного сталевго листа, який характеризується міцністю на розрив більшою від 1200МПа , відношенням R_e/R_m меншим за $0,75$ та видовженням при розриві більшим за 10% , при якому:

- одержують сталь зазначеного вище складу;

- відливають із цієї сталі напівпродукт;

- нагрівають напівпродукт до температури вищої за 1150°C та піддають гарячій прокатці в температурному інтервалі, у якому мікроструктура сталі є повністю аустенітною; після чого

- отриманий у такий спосіб лист охолоджують від температури T_{DR} , вищої від Ar_3 , до температури T_x зі швидкістю охолодження V_{R1} рівною 70°C/сек. або вище, де температура T_1 не перевищує 650°C , після чого

- лист охолоджують від температури T_i до температури T_{FR} , де температура T_{FR} лежить між B'_3 та $M_s + 50^\circ\text{C}$, де B'_3 позначає температуру, яка визначається відносно температури B_s початку бейнітного перетворення, а M_s позначає температуру початку мартенситного перетворення, таким чином, щоб швидкість охолодження від температури T_{DR} до температури T_{FR} становила від 20 до 90°C/сек. ; після чого

- лист охолоджують від температури T_{FR} зі швидкістю вторинного охолодження V'_R від $0,08^\circ\text{C/хв.}$ до 600°C/хв. до кімнатної температури;

- при цьому температура B'_3 дорівнює B_s , коли швидкість V'_R становить від $0,08$ до 2°C/хв. ; і

- температура B'_3 дорівнює $B_s + 60^\circ\text{C}$, коли швидкість V'_R є більшою за 2°C/хв. , але не перевищує 600°C/хв.

Ще одним предметом винаходу є спосіб виробництва гарячекатаного сталевго листа, при якому:

- одержують сталь зазначеного вище складу;

- відливають із цієї сталі напівпродукт;

- нагрівають напівпродукт до температури вищої за 1150°C ;

- піддають напівпродукт гарячому прокату в температурному інтервалі, у якому структура сталі є повністю аустенітною; і

- початкову температуру T_{DR} первинного охолодження, яка лежить вище Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} первинного охолодження, швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} і швидкість V_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб мікроструктура сталі складалася з бейніту на, щонайменше, 75% , залишкового аустеніту на 5% та більше й мартенситу на 2% , і більше.

Ще одним предметом винаходу є спосіб виробництва, у якому початкову температуру T_{DR} первинного охолодження, яка лежить вище Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} первинного охолодження, швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до

T_{FR} та швидкість V_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб вміст вуглецю в залишковому аустеніті був більшим за $1\text{ваг.}\%$.

Ще одним предметом винаходу є спосіб, при якому початкову температуру T_{DR} первинного охолодження, яка лежить вище Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} первинного охолодження, швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} та швидкість V_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб кількість міжпластинкових карбідів із розміром більшим за $0,1\mu\text{м}$ на одиницю площі не перевищувала $50000/\text{мм}^2$.

Ще одним предметом винаходу є спосіб, при якому початкову температуру T_{DR} первинного охолодження, яка лежить вище Ar_3 , кінцеву температуру T_{FR} первинного охолодження, швидкість V_R первинного охолодження від T_{DR} до T_{FR} та швидкість V'_R вторинного охолодження регулюють таким чином, щоб кількість N_{MA} на одиницю площі островців мартенсит/залишковий аустеніт, які мають максимальний розмір L_{max} більший від $2\mu\text{м}$ і фактор видовження L_{max}/L_{min} менший за 4 , було менше $14000/\text{мм}^2$.

Ще одним предметом винаходу є застосування гарячекатаного сталевго листа відповідно до описаних вище ознак або виготовленого способом відповідно до одного з названих вище варіантів здійснення для виготовлення елементів конструкції або арматурних елементів в автомобільній галузі.

Ще одним предметом винаходу є застосування гарячекатаного сталевго листа відповідно до описаних вище ознак або виготовленого способом відповідно до одного з названих вище варіантів здійснення для виробництва арматурних елементів і елементів конструкції для промислової сфери в цілому й для зносостійких деталей.

Інші ознаки та переваги винаходу стануть очевидними з наведеного нижче опису, який дається у вигляді приклада з посиланнями на прикладені до нього фігури, на яких:

Фіг.1 - схематичне подання одного з варіантів здійснення способу виробництва, за допомогою діаграми перетворення виходячи з аустеніту; і

Фіг.2 - приклад мікроструктури сталевго листа відповідно до винаходу.

За стандартних умов охолодження після гарячої прокатки відбувається перетворення сталі, яка містить приблизно $0,2\%$ C та $1,5\%$ Mn, при охолодженні з аустеніту на бейніт, який складається з феритових пластинок та карбідів. Крім того, мікроструктура може містити відносно велику кількість доєвтектоїдного фериту, який утворюється за відносно високої температури. Однак границя текучості цієї складової є низькою, у результаті чого у випадку присутності цієї складової неможливо одержати дуже високий рівень міцності на розрив. Сталі запропоновані винаходом не містять доєвтектоїдного фериту. Таким чином, міцність на розрив значно зростає, перевищуючи 1200МПа . Завдяки складу запропонованому винаходом виділення міжпластинкових карбідів також гальмується й внаслідок цього мікроструктура складається з бейніту, залишкового аустеніту та мартенситу, які утворюються в результаті перетворення аустеніту.

При цьому структура зовні, складається із дрібних бейнітних пакетів (пакет означає складання паралельних пластинок усередині того самого вихідного аустенітного зерна), міцність на розрив і пластичність якої перевищують міцність на розрив і пластичність полігонального фериту. Розмір бейнітних пластинок має порядок декількох сотень нанометрів, а розмір пакетів пластинок має порядок декількох мікронів.

Що стосується хімічного складу сталі, вуглець відіграє дуже важливу роль в утворенні мікроструктури й у формуванні механічних властивостей. Виходячи з аустенітної структури, яка утворюється за високої температури після гарячої прокатки листа, відбувається бейнітне перетворення й у ще переважно аустенітній матриці на початку утворюються бейнітно-феритні пластинки. Через дуже низьку розчинність вуглецю у фериті у порівнянні з його розчинністю в аустеніті вуглець виштовхується в простір між пластинками. Завдяки деяким елементам сплаву у складі запропонованому винаходом, зокрема, завдяки поєднанню додавання кремнію та алюмінію має місце дуже обмежене виділення карбідів, зокрема, цементиту. Таким чином, усе ще не перетворений міжпластинковий аустеніт поступово збагачується вуглецем практично без якого-небудь значного виділення карбідів, яке відбувається на поверхні розділення аустеніт/бейніт. Це збагачення є таким, що аустеніт стабілізується, тобто мартенситне перетворення більшої частини цього аустеніту практично не відбувається при охолодженні до кімнатної температури. Невелика кількість мартенситу з'являється у формі острівців, сприяючи, тим самим підвищенню міцності на розрив.

Вуглець гальмує також утворення доєвтектоїдного фериту, присутності якого варто уникати, щоб одержувати високі рівні міцності на розрив.

Відповідно до винаходу, вміст вуглецю становить від 0,10 до 0,25 вагових %. Якщо він нижчий за 0,10%, достатньої міцності на розрив одержати не можна, а стабільність залишкового аустеніту незадовільна. Якщо він вищий за 0,25%, погіршується здатність до зварювання через утворення мікроструктур із низькою ударною міцністю в зонах, які зазнали впливу тепла або в зоні, розплавленій за умов автогенного зварювання.

Відповідно до першого кращого варіанта здійснення, вміст вуглецю становить від 0,10 до 0,15%. У цих межах здатність до зварювання є досить задовільною, а отримана ударна міцність є особливо високою. Виробництво способом безперервного лиття є особливо легким завдяки сприятливому режиму затвердіння.

Відповідно до другого кращого варіанта здійснення, вміст вуглецю є більшим за 0,15%, але не перевищує 0,17%. У цих межах здатність до зварювання є задовільною, а отримана ударна міцність є високою.

Відповідно до третього кращого варіанта здійснення, вміст вуглецю є більшим за 0,17%, але не перевищує 0,22%. Цей інтервал вмістів оптимальним чином поєднує властивість міцності на розрив, з одного боку, із властивостями пластичності, уда-

рної міцності та здатності до зварювання, з іншого боку.

Відповідно до четвертого кращого варіанта здійснення, вміст вуглецю є більшим за 0,22%, але не перевищує 0,25%. У цьому випадку найбільш високі рівні міцності на розрив одержують за рахунок дуже невеликого зниження ударної міцності.

Будучи доданим у кількості від 1 до 3 вагових %, марганець, елемент, який промотує утворення у-фази стабілізує аустеніт шляхом зниження температури перетворення Ar3. Марганець також сприяє розкисленню сталі під час плавки в рідкій фазі. Додавання марганцю сприяє також ефективному зміцненню твердого розчину й одержанню більш високої міцності на розрив. Вміст марганцю становить бажано від 1 до 1,5%. У цьому випадку задовільне зміцнення не супроводжується ризиком утворення шкідливої смугастості структури. Бажано також, щоб вміст марганцю був більшим за 1,5%, але не перевищував 2,3%. У цьому випадку одержують зазначені вище бажані ефекти без відповідного надлишкового підвищення гартівного зміцнення у зварених складах. Бажано також, щоб вміст марганцю був більшим за 2,3%, але не перевищував 3%. У тому випадку, коли він є вищий за 3%, ризик виділення карбідів або ризик утворення руйнівних смугастих структур стає занадто великим. За умов, визначених відповідно до винаходу, при поєднанню додавання молибдену та/або хрому можна одержати міцність на розрив більшу за 1300 МПа.

Відповідно до винаходу, кремній і алюміній спільно відіграють важливу роль.

Кремній гальмує виділення цементиту з аустеніту при охолодженні, значно затримуючи ріст карбідів. Причиною цього є те, що розчинність кремнію в цементиті дуже мала, і те, що цей елемент підвищує активність вуглецю в аустеніті. У цьому випадку, якщо який-небудь зародок цементиту повинен був би утворитися на поверхні розділення ферит/аустеніт, кремній виявився б видавленим на цю поверхню розділу. Після цього активність вуглецю в цій збагаченій кремнієм аустенітній зоні підвищується. Ріст цементиту при цьому уповільнюється, тому що градієнт вуглецю між цементитом та аустенітною зоною, яка з ним межує, зменшується. Таким чином, додавання кремнію сприяє стабілізації достатньої кількості залишкового аустеніту у формі тонких плівок, які локально підвищують стійкість до ушкодження та перешкоджає утворенню крихких карбідів.

Алюміній є дуже ефективним елементом для розкислення сталі. Із цією метою його вміст дорівнює 0,015% або більше. Подібно до кремнію він має дуже малу розчинність у цементиті й стабілізує залишковий аустеніт.

Було продемонстровано, що ефекти алюмінію та кремнію на стабілізацію аустеніту подібні. Якщо вміст алюмінію та кремнію такі, що $1\% \leq \text{Si} + \text{Al} \leq 2\%$, досягається задовільна стабілізація аустеніту, що уможливлює утворення бажаних мікроструктур, зберігаючи задовільні споживчі властивості. Через те, що мінімальний вміст алюмінію дорівнює 0,015%, вміст кремнію не перевищує 1,985%.

Вміст кремнію становить бажано від 1,2 до 1,8%. У цьому випадку уникають виділення карбіду та досягають прекрасної здатності до зварювання - при МАГ-зварюванні не спостерігається розтріскування в досить широкому діапазоні параметрів зварювання. Шви, які утворюються при точечному контактному зварюванні, не мають дефектів. Крім того, оскільки кремній стабілізує феритну фазу, його кількість рівна 1,8% або менше запобігає утворенню небажаного доєвтектоїдного фериту. Надлишкове додавання кремнію приводить також до утворення високоадгезійних оксидів і

можливої появи дефектів поверхні, результатом чого стає, зокрема, відсутність здатності до змочування в операціях цинкування гарячим зануренням.

Бажано також одержання зазначених ефектів при вмісті алюмінію від 1,2 до 1,8%. При еквівалентному вмісті ефекти алюмінію є дуже близькими до ефектів, які були зазначені вище у випадку кремнію. Однак небезпека появи дефектів поверхні знижена.

Молібден уповільнює бейнітне перетворення, сприяє зміцненню твердого розчину, а також зменшує розмір бейнітних пластинок, які утворюються. Відповідно до винаходу, щоб уникнути зайвого утворення зміцнюючих структур, вміст молібдену не повинен перевищувати 0,3%.

У кількості меншій від 1,5% хром створює ефект, дуже схожий на ефект молібдену, тому що він також запобігає утворенню доєвтектоїдного фериту та сприяє зміцненню й рафінуванню бейнітної мікроструктури.

Відповідно до винаходу, вмісти хрому та молібдену є такими, що $Cr + (3 \times Mo) \leq 0,3\%$. Коефіцієнти при хромі та молібдені в цій залежності є наслідком відносно високої відповідної здатності цих двох елементів уповільнювати феритне перетворення - коли зазначена вище нерівність виконується, відвертається утворення доєвтектоїдного фериту за специфічних умов охолодження відповідно до винаходу.

Однак молібден є дорогим елементом. Винахідниками показано, що можна робити сталь особливо економічно, обмежуючи вміст молібдену до 0,010% і компенсуючи це зменшення додаванням хрому в такій кількості, щоб задовольнялася залежність: $Cr + 3 \times Mo \leq 0,3\%$.

Сірка в кількості вищій за 0,015% має тенденцію до надлишкового випадання у формі сульфідів марганцю, що сильно погіршує здатність до формування.

Відомо, що фосфор є елементом, який сегрегує на границях зерен. Для підтримки достатньої пластичності в гарячому стані вміст фосфору повинен бути обмежений до 0,1%. Обмеження сірки та фосфору дозволяє також одержати гарну здатність до зварювання при точковому зварюванні.

Сталь може також містити кобальт. У кількості, яка не перевищує 1,5%, цей зміцнюючий елемент дозволяє підвищити вміст вуглецю в залишковому аустеніті. Однак кількість кобальту також повинна бути обмежена через його високу вартість.

Сталь може також містити бор у кількості, яка не перевищує 0,005%. Така добавка підвищує змі-

цнення при загартуванні та сприяє усуненню доєвтектоїдного фериту. Вона допомагає також підвищити рівні міцності на розрив.

Решту складу складають неминучі домішки, які з'являються при плавці, таких, наприклад, як азот.

Відповідно до винаходу, мікроструктура сталі складається, щонайменше, на 75% із бейніту, залишкового аустеніту в кількості рівній або більшій за 5% і мартенситу в кількості рівній або більшій за 2% (процентні вмісти на одиницю площі). Така переважно бейнітна структура без доєвтектоїдного фериту має дуже високу стійкість до можливого згодом механічного ушкодження.

Мікроструктура гарячекатаного листа відповідно до винаходу включає залишковий аустеніт у кількості не меншій за 5%, який повинен переважно мати великий вміст вуглецю та бути стабілізованим за кімнатної температури, зокрема, добавками кремнію та алюмінію. Залишковий аустеніт присутній у формі міжпластинкових плівок або острівців у бейніті, розмір яких становить від декількох сотень мікронів до декількох мікронів.

Кількість залишкового аустеніту менша за 5% не дозволяє міжпластинковим плівкам значно підвищити стійкість до ушкодження.

Вміст вуглецю в залишковому аустеніті бажано перевищує 1%, що має на меті знизити утворення карбідів і одержати залишковий аустеніт, який є досить стабільним за температури навколишнього середовища.

Фіг.2 демонструє приклад мікроструктури сталевого листа відповідно до винаходу. Залишковий аустеніт А, частка площі якого в цьому випадку дорівнює 7%, виглядає білим у формі острівців або плівок. Мартенсит М, частка площі якого в цьому випадку дорівнює 15%, перебуває у формі дуже темної складової в бейнітній матриці В, яка виглядає сірою.

Усередині деяких острівців локальний вміст вуглецю й, отже, локальне зміцнення при загартуванні можуть відрізнятися. Потім залишковий аустеніт локально з'єднується з мартенситом усередині цих острівців, для назви яких використовують термін М-А-острівці, у яких мартенсит поєднаний із залишковим аустенітом. У рамках контексту винаходу було продемонстровано, що потрібна специфічна морфологія М-А-острівців. Морфологія М-А-острівців може бути виявлена за допомогою відповідних відомих хімічних реагентів. Після хімічного травлення М-А-острівці виглядають, наприклад, білими у відносно темній бейнітній матриці. Ці острівці спостерігають за допомогою оптичної мікроскопії зі збільшенням у межах від 500х до 1500х на площі, яка має статистично репрезентативну популяцію. Максимальний розмір L_{max} та мінімальний розмір L_{min} кожного з острівців визначають, наприклад, за допомогою якої-небудь відомої комп'ютерної програми аналізу зображень, такої, наприклад, як Visilog® від Noesis. Відношення максимального розміру до мінімального розміру L_{max}/L_{min} характеризує фактор видовження даного острівця. Відповідно до винаходу, особливо високу пластичність одержують при зменшенні числа N_{MA} М-А-острівців, у яких максимальна довжина L_{max} є більшою від 2μм, а фактор видовження менший за

4. Ці великі об'ємні островці при наступному механічному навантаженні виявилися зонами переважного ініціювання. Відповідно до винаходу, кількість островців N_{MA} на одиницю площі повинна бути не меншою від $14000/\text{мм}^2$.

Структура сталей запропонованих винаходом також включає, на додачу до бейніту та залишкового аустеніту, мартенсит у кількості рівній або більшій за 2%. Ця особливість уможливує додаткове зміцнення, у результаті чого міцність на розрив стає більшою від 1200МПа .

Кількість карбідів, розташованих у міжпластинкових положеннях, які, як правило, є більшими з розміром більшим за $0,1\mu\text{м}$, переважно обмежена. Ці карбіди можна спостерігати, наприклад, за допомогою оптичного мікроскопа зі збільшенням $1000\times$ або вище. Було показано, що число N міжпластинкових карбідів із розміром більшим за $0,1\mu\text{м}$ на одиницю площі повинне бути меншим від $50000/\text{мм}^2$ - у протилежному випадку ушкодження при наступному прикладенні навантаження стає надмірним, наприклад у тестах на збільшення отворів. Крім того, надлишкова присутність карбідів може стати причиною передчасного ініціювання тріщин та зменшення ударної міцності.

Спосіб виробництва гарячекатаного листа відповідно до винаходу здійснюється таким шляхом:

- одержують сталь запропонованого винаходом складу;

- із цієї сталі відливають напівпродукт. Лиття може відбуватися в злитки або безперервно у формі слябів із товщиною приблизно 200мм . Напівпродукт може також відливатися у формі тонких слябів із товщиною в кілька десятків міліметрів або тонкої смуги, яка відливається між валками, які обертаються в протилежних напрямках;

- відлиті напівпродукти спочатку нагрівають до температури вищої за 1150°C , досягаючи при цьому у всіх точках температури, сприятливої для гарячих деформацій, яких сталь буде зазнавати при прокаті. Є очевидним і зрозумілим, що у випадку безпосереднього відливання тонких слябів або тонкої смуги між валками, які обертаються в протилежних напрямках, операція гарячої прокатки цих напівпродуктів, яка починається за температури вищої за 1150°C , може бути проведена безпосередньо після лиття, завдяки чому в цьому випадку немає необхідності в стадії повторного нагрівання;

- напівпродукт піддається гарячому прокату в інтервалі температур, у якому структура сталі є повністю аустенітною аж до температури кінця прокату T_{FL} , як це демонструється на прикладеній Фіг.1. На цій фігурі наведена термомеханічна технологічна схема 1 відповідно до винаходу й діаграма перетворення, на якій зазначені область 2 феритного перетворення, область 3 бейнітного перетворення й область 4 мартенситного перетворення; і

- потім проводиться операція регульованого охолодження, яке починається за температури T_{DR} , що лежить вище A_{r3} (температура початку перетворення аустеніту у ферит), і закінчується за температури T_{FR} (температура кінця охолодження). Середня швидкість охолодження від T_{DR} до

T_{FR} дорівнює V_R . Це охолодження й пов'язана з ним швидкість V_R носять назви первинного охолодження й первинної швидкості охолодження. Відповідно до винаходу, V_R становить від 50 до $90^\circ\text{C}/\text{сек}$. Якщо швидкість охолодження є нижчою від $50^\circ\text{C}/\text{сек}$, утворюється доєвтектоїдний ферит, який перешкоджає отриманню властивостей високої міцності. Відповідно до винаходу, у такий спосіб запобігають перетворенню аустеніту на ферит. Якщо ж V_R вища від $90^\circ\text{C}/\text{сек}$, існує небезпека утворення мартенситу, що може привести до появи гетерогенної структури. Інтервал охолодження відповідно до винаходу вигідний із промислової точки зору, оскільки немає необхідності охолоджувати лист дуже швидко після гарячого прокату, наприклад, зі швидкістю приблизно $200^\circ\text{C}/\text{сек}$. Це усуває необхідність дорогих спеціальних установок. Інтервал швидкостей охолодження відповідно до винаходу може бути отриманий за допомогою розпорошування води, або водно-повітряної суміші, залежно від товщини листа.

Спосіб може бути також здійснений відповідно до наступного варіанта.

Сталь швидко охолоджують від температури T_{DR} до температури T_1 рівної 650°C або нижчої. Швидкість V_{R1} цього швидкого охолодження є вищою від $70^\circ\text{C}/\text{сек}$. Сталь після цього охолоджують до температури T_{FR} таким чином, щоб середня швидкість охолодження від T_{DR} до T_{FR} становила від 20 до $90^\circ\text{C}/\text{сек}$. Перевага цього варіанта полягає в тому, що для нього потрібно в середньому більш повільне охолодження від T_{DR} до T_{FR} за умови, що більш швидке охолодження відбувається зі швидкістю V_{R1} від T_{DR} , для того, щоб гарантувати відсутність доєвтектоїдного фериту.

Після цієї фази першого швидкого охолодження, проведеної відповідно до одного з названих вище двох варіантів, здійснюється фаза більш повільного охолодження, яке називається вторинним охолодженням, і яке починається за температури T_{FR} , яка перебуває в межах від B'_s до $M_s + 50^\circ\text{C}$, і закінчується за температури навколишнього середовища. Швидкість вторинного охолодження позначається V_R' . Температура початку мартенситного перетворення позначається M_s . Температура B'_s визначається відносно B_s - температури початку бейнітного перетворення в такий спосіб:

- якщо дуже повільне вторинне охолодження проводиться зі швидкістю V' від $0,08^\circ\text{C}/\text{хв}$. до $2^\circ\text{C}/\text{хв}$, $B'_s=B_s$ - температури початку бейнітного перетворення. Цю температуру B_s можна визначити експериментально або оцінити на основі складу за допомогою відомих формул. Фіг.1 демонструє цей перший спосіб виробництва;

- якщо гарячекатаний лист охолоджують від T_{FR} зі швидкістю більшою від $2^\circ\text{C}/\text{хв}$, але яка не перевищує $600^\circ\text{C}/\text{хв}$, $B'_s=B_s + 60^\circ\text{C}$.

Перший випадок відповідає виробництву самих тонких листів, аж до 15мм , які скручують у гарячому стані й потім, після операції скрутки, повільно охолоджують. Другий випадок відповідає виробництву більше товстих листів, які не скручують у гарячому стані. Залежно від товщини листа швидкості охолодження є вищими за $2^\circ\text{C}/\text{хв}$, але

які не перевищують 600°C/хв., відповідають дещо прискореному охолодженню або повітряному охолодженню.

Якщо температура кінця охолодження вища від B'_s , збагачення аустеніту вуглецем є недостатнім. Після повного охолодження утворюються карбіди або мартенситні острівці. У цьому випадку можна одержувати сталь, яка має двофазну структуру, але поєднання властивостей (міцність/пластичність) якої гірше поєднання властивостей винаходу. Ці структури також мають більшу чутливість до ушкодження в порівнянні зі структурами винаходу.

Якщо температура кінця охолодження нижча від $M_s + 50^\circ\text{C}$, збагачення аустеніту вуглецем є надлишковим. За певних промислових умов існує небезпека утворення вираженої смугастої структури й надмірного мартенситного перетворення.

Таким чином, за умов відповідно до винаходу спосіб характеризується малою чутливістю до зміни виробничих параметрів.

Вторинне охолодження, яке має відношення до температури T_{FR} у межах від B'_s до $M_s + 50^\circ\text{C}$, дозволяє регулювати перетворення аустеніту на бейніт, який локально збагачує цей аустеніт, стабілізуючи його, і дозволяє одержувати необхідне відношення бейніт/залишковий аустеніт/мартенсит.

У рамках контексту винаходу можна також регулювати швидкість первинного охолодження V_R від T_{DR} до T_{FR} , температуру кінця охолодження T_{FR} і швидкість вторинного охолодження V таким чином, щоб мікроструктура сталі складалася, щонайменше, на 75% із бейніту, залишкового аустеніту в кількості рівній 5% або більше й мартенситу в кількості рівній 2% або більше.

Параметри T_{DR} , T_{FR} , V_R і V'_R , підібрані таким чином, щоб одержати, щонайменше, 75% бейніту, щонайменше, 5% аустеніту й, щонайменше, 2% мартенситу, підбираються в такий спосіб:

- T_{DR} варто підбирати так, щоб вона була вищою від Ar_3 із тією метою, щоб уникнути утворення доєвтектоїдного фериту, одночасно запобігаючи надмірному росту аустенітного зерна, і щоб рафінувати кінцеву мікроструктуру;

- швидкість охолодження V_R варто підбирати так, щоб вона була як можна більш високою з тією метою, щоб уникнути перлітного перетворення (яке б привело до недостатнього вмісту залишкового аустеніту) і феритного перетворення, залишаючись при цьому в межах можливостей контролю

лю промислової лінії так, щоб мікроструктура була гомогенною в поздовжньому й поперечному напрямках гарячекатаного листа. Однак швидкість охолодження V_R варто обмежувати в такому ступені, щоб уникнути утворення мікроструктури, яка б була гетерогенною по товщині листа;

- швидкість охолодження V'_R суттєво залежить від виробничих можливостей промислових центрів і від товщини листа;

- V'_R і T_{FR} варто підбирати незалежно таким чином, щоб вони були досить низькими для того, щоб уникнути перлітного перетворення, яке б привело до неповного бейнітного перетворення й вмісту залишкового аустеніту меншого за 5%;

- крім того, якщо швидкість охолодження V'_R є високою, температуру T_{FR} варто підбирати так, щоб вона була досить високою, щоб залишалося досить часу для проходження бейнітного перетворення над мартенситною областю. Таким чином, запобігають утворенню більше 20% мартенситу в результаті занадто швидкого перетворення в мартенситну область. Останнє перетворення проходило б за рахунок бейнітного перетворення й стабілізації залишкового аустеніту; і

- якщо швидкість охолодження V'_R є низькою, зміни температури T_{FR} у межах від B'_s до $M_s + 50^\circ\text{C}$ впливають на кінцеву мікроструктуру.

Ці параметри можуть також регулюватися таким чином, щоб одержати особливу морфологію й природу М-А-острівців, зокрема, підбиратися таким чином, щоб число N_{MA} острівців мартенсит/залишковий аустеніт, які мають розмір більший від $2\mu\text{m}$ і характеризуються фактором видовження меншим за 4, було менше $14000/\text{mm}^2$. Ці параметри можуть також регулюватися таким чином, щоб вміст вуглецю в залишковому аустеніті був більшим від 1 вагових %. Зокрема, щоб уникнути надлишкового утворення великих М-А-острівців, не слід обирати занадто високу швидкість охолодження V_R . Параметри V_R , T_{FR} і V'_R можна також підбирати таким чином, щоб кількість N бейнітних карбідів із розміром більшим від $0,1\mu\text{m}$ на одиницю площі не перевищувала $50000/\text{mm}^2$.

Приклад

Виплавлені сталі які мають склад, вказаний в приведеній нижче таблиці й виражений у вагових відсотках. Крім сталей із номерами від I-1 до I-9, які були використані для виготовлення листів відповідно до винаходу, у таблиці для порівняння подано склад сталей від R-1 до R-9, які були використані для виготовлення листів порівняння.

Таблиця 1

Склад сталі (вагові %) запропоновані винаходом, R - порівняння

Сталь	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Al (%)	Si+Al (%)	Mo (%)	Cr (%)	Cr+(3*Mo) (%)	S (%)	H (%)
I-1	0,21	1,56	1,46	0,025	1,485	0,245	1,49	2,21	<0,003	<0,015
I-2	0,185	2,29	1,49	0,025	1,515	0,26		0,78	<0,003	<0,015
I-3	0,185	2	1,5	0,025	0,525	0,25	1,49	2,24	<0,003	<0,015
I-4	0,215	2,05	1,5	0,025	1,525	0,245	1,49	2,25	<0,003	<0,015
I-5	0,22	2,28	1,5	0,025	1,5	0,255		0,765	<0,003	<0,015
I-6	0,16	1,59	1,43	0,025	1,455	0,24	0,76	1,56	<0,003	<0,015
I-7	0,19	2,29	1,49	0,025	1,515	0,26	-	0,78	<0,003	<0,015
I-8	0,10	2,23	1,46	0,019	1,479	0,255	0,645	1,41	0,004	0,25
I-9	0,20	2,00	1,5	0,025	1,525	0,14	0,34	0,76	<0,003	<0,015

Продовження таблиці 1

R-1	0,197	1,48	1,5	0,025	1,525	-	-	-(*)	<0,003	<0,015
R-2	0,196	1,87	1,5	0,025	1,525	0,19	-	0,57	<0,003	<0,015
R-3	0,2	1,5	1,5	0,025	1,525	-	0,4	0,4	<0,003	<0,015
R-4	0,195	1,53	1,42	0,048	1,468	0,295	-	0,885	<0,003	<0,015
R-5	0,18	1,48	1,39	0,04	1,43	0,29	-	0,87	0,003	0,002
R-6	0,285(*)	2,25	1,5	0,025	1,525	0,255	-	0,765	<0,003	<0,015
R-7	0,29(*)	1,59	1,55	0,025	1,575	0,25	0,75	1,5	<0,003	<0,015
R-8	0,547(*)	1,49	1,52	0,04	1,56	-	-	-(*)	<0,003	<0,015
R-9	0,195	1,53	1,42	0,05	1,47	0,3	-	0,9	<0,003	<0,015

(*) : не відповідно до винаходу

Напівпродукти, які відповідають зазначеним вище складам, нагрівали до 1200°C та піддавали гарячому прокату до товщини від 3 до 12мм в інтервалі температур, у якому структура є повністю аустенітною. Температури початку охолодження T_{DR} (820-945°C) також відповідають аустенітній області. Швидкості охолодження V_R від T_{DR} до T_{FR} , температури кінця охолодження T_{FR} і швидкості вторинного охолодження V'_R подані в таблиці 2. Починаючи з якої-небудь зі сполук, деякі сталі (I-1, I-2, I-5, R-7) піддавали різним виробничим умовам. Позиції I-1a, I-1b і I-1c позначають, наприклад, три сталевих листи, виготовлених за різних умов на основі сталі складу I-1. Сталеві листи від I-1a до I-1c, I-4, I-5a, I-5b і R-6 мають товщину 12мм, у той час як інші листи мають товщину 3 мм.

У таблиці 2 зазначені також температури перетворення B'_s і $M_s+50^\circ\text{C}$, розраховані на основі хімічних складів за допомогою наступних виразів (склад виражений у вагових відсотках):

$$B'_s (^\circ\text{C}) = 830 - 270 (\text{C}) - 90 (\text{Mn}) - 37 (\text{Ni}) - 70 (\text{Cr}) - 83 (\text{Mo}).$$

$$M_s (^\circ\text{C}) = 561 - 474 (\text{C}) - 33 (\text{Mn}) - 17 (\text{Ni}) - 17 (\text{Cr}) - 21 (\text{Mo}).$$

Зазначені також різні складники мікроструктури, визначені за допомогою кількісної мікроскопії: частка на одиницю площі бейніту, залишкового аустеніту (методом рентгенівської дифракції або методом вимірювання магнітного насичення) і мартенситу. М-А-острівці були виявлені за

допомогою реагенту Клема. Їхня морфологія вивчена за допомогою комп'ютерної програми аналізу зображень, яка дозволяє визначати параметр N_{MA} . У деяких випадках можливу присутність карбідів із розміром більшим від 0,1μм усередині бейнітної фази встановлювали за допомогою травлення за Ніталем й спостереження за допомогою оптичного мікроскопа на великому збільшенні. Знайдено число N (на 1мм²) міжпластинкових карбідів із розміром більшим за 0,1μм.

Таблиця2

Виробничі умови й мікроструктура отриманих гарячекатаних листів:
I запропонованих винаходом, R – порівняння

Сталевий лист (товщина)	V_R (°C/c)	T_{FR} (°C)	V'_R (°C/хв.)	B'_s (°C)	$M_s + 50^\circ\text{C}$ (°C)	Бейніт (%)	Залиш. аустеніт (%)	Мартенсит (%)	Кількість карбідів/мм ²
I-1a (12мм)	56	509	50°	508+60	430	75	11	14	не визн.
I-1a (12мм)	50	563	50°	508+60	430	80	12	6	не визн.
I-1b (12мм)	57	450	50°	508+60	430	не визн.	не визн.	не визн.	не визн.
I-1c (12мм)	50	450	0,33°	553	442	78	7	15	20000
I-2a (3мм)	50	500	0,33°	553	442	78	5	18	41000
I-2b (3мм)	50	450	0,33°	475	429	не визн.	7	не визн.	42000
I-3 (3мм)	74	471	50°	462+60	411	не визн.	не визн.	не визн.	не визн.
I-4 (12мм)	52	495	50°	546+60	428	85	9	6	не визн.
I-5a (12мм)	59	554	50°	546+60	428	86	9	5	не визн.
I-5b (12мм)	50	455	0,33°	565	455	не визн.	7,6	не визн.	не визн.
I-6 (3мм)	50	450	0,33°	551	440	75	5	20	26000
I-7 (3мм)	80	500	0,33°	534	473	75	не визн.	не визн.	25000
I-8 (3мм)	50	485	0,33°	561	441	не визн.	не визн.	не визн.	не визн.
I-9 (3мм)	200 (*)	400 (*)	0,33°	644	469	89	11	- (*)	0
R-1 (3мм)	200 (*)	400 (*)	0,33°	593	452	88	12	- (*)	0
R-2 (3мм)	200 (*)	400 (*)	0,33°	613	460	86	14	- (*)	0
R-4 (3мм)	100 (*)	500	0,33°	615	462	70 (*)	7	23	>50000 (*)
R-5 (3мм)	100 (*)	400 (*)	0,33°	605	462	74 (*)	12	14	0
R-6 (12мм)	48	450	50°	529+60	396	63	0	37	не визн.
R-7a (3мм)	50	450	0,33°	535	403	не визн.	10	не визн.	не визн.
R-7b (3мм)	50	350 (*)	0,33°	535	403	не визн.	11	не визн.	не визн.

Продовження таблиці 2

R-8 (3мм)	30 (*)	450	0,33°	548	303	96	4 (*)	- (*)	не визн.
R-9 (3мм)	300 (*)	20 (*)	0,33°	615	462	- (*)	- (*)	100	не визн.

(*): не. відповідно до винаходу,
не визн.: не визначено

Отримані властивості, які відносяться до розтягу (границя текучості R_e , міцність на розрив R_m , рівномірне

видовження A_u і видовження при розриві A_b) показані в таблиці 3, наведеній нижче. Показане також відношення R_e/R_m . У деяких випадках визначалася енергія руйнування K_{cv} при 20°C на зразках з V-подібним надрізом.

Поряд із цим були оцінені ушкодження, спричинені різанням (наприклад, різанням ножицями або штампуванням), які могли б можливо погіршити наступну здатність до деформації деталі отриманої за допомогою різання. Із цією метою зразки, які мають розмір 20×80мм², були вирізані за допомогою ножиць. Деякі із цих зразків були потім відшліфовані по краях, після чого покриті за допомо-

гою фотонанесення петлями й піддані одноосьовому тесту на розтяг до розриву. Головні навантаження ε_1 , паралельні до напрямку прикладення зусиль, були виміряні наскільки це можливо близько до зародження розриву від деформованих петель. Ці вимірювання проводилися на зразках із механічно відрізними краями й на зразках із відшліфованими краями. Чутливість до різання оцінювали за допомогою фактора ушкодження Δ , де $\Delta = [\varepsilon_1 \text{ (відрізані краї)} - \varepsilon_1 \text{ (відшліфовані краї)}] - \varepsilon_1 \text{ (відшліфовані краї)}$.

Визначені також здатність до зварювання для випадку дугового зварювання (MAG-спосіб) і випадку точечного контактного зварювання цих сталевих листів.

Таблиця 3

Механічні властивості отриманих гарячекатаних листів:
в I - запропонованих винаходою, R - порівняння

Сталевий лист	R_e (МПа)	R_m (МПа)	R_e/R_m	A_u (%)	A_b (%)	K_{ct} (20°C) (джоулів)	Δ (%)
I-1a	850	1322	0,643	6,5	13,3	48	не визн.
I-1b	864	1307	0,661	6,2	14,5	44	не визн.
I-1c	789	1343	0,587	6,1	12,6	28	не визн.
I-2a	747	1262	0,592	6,9	12,5	не визн.	не визн.
I-2b	718	1209	0,594	7,8	10,8	не визн.	не визн.
I-3	863	1384	0,624	7,5	12,4	не визн.	-13%
I-4	977	1469	0,665	5,2	15,9	49	не визн.
I-5a	994	1382	0,719	4,4	13,2	86	не визн.
I-5b	914	1299	0,704	4,8	13,9	52	не визн.
I-6	832	1281	0,649	8,7	13,0	не визн.	не визн.
I-7	734	1306	0,562	6,1	10,0	не визн.	-12%
I-8	728	1200	0,606	6,1	10,0	не визн.	не визн.
I-9	645	1200	0,537	8,4	12,9	не визн.	не визн.
R-1	709	801 (*)	0,885 (*)	12,9	19,0	не визн.	не визн.
R-2	728	864 (*)	0,843 (*)	15,7	23,8	не визн.	не визн.
R-3	773	912 (*)	0,847 (*)	13,8	22,5	не визн.	не визн.
R-4	629	890 (*)	0,707	17,3	17,7	не визн.	-48%
R-5	585	857 (*)	0,682	16,6	20,2	не визн.	не визн.
R-6	725	1290	0,562	6,7	11,5	14 (*)	не визн.
R-7a	782	1231	0,635	11,7	16,6	< 28 (*)	не визн.
R-7b	961	1297	0,741	6,9	12,2	< 28 (*)	не визн.
R-8	779	1048 (*)	0,743	8,8	13,9	не визн.	не визн.
R-9	790	1422	0,556	5,4	9,1 (*)	не визн.	не визн.

(*): не відповідно до винаходу,
не визн.: не визначено

Сталеві листи від I-1 до I-9 відповідно до винаходу мають особливо вигідне поєднання механічних властивостей, зокрема, з одного боку, міцність на розрив вищу від 1200МПа та, з іншого боку, видовження при розриві більше за 10% і відношення R_e/R_m менше за 0,75, що забезпечує гарну

здатність до формування. Сталі відповідно до винаходу характеризуються енергією руйнування в тесті Шарпі з V-подібним надрізом за кімнатної температури вищою від 28 Дж. Така висока ударна міцність дозволяє виготовляти деталі стійкі до швидкого поширення дефекту, особливо при ди-

намічному впливі. Мікроструктури сталей відповідно до винаходу мають кількість острівців N_{MA} менш за $14000/\text{мм}^2$.

Зокрема, сталеві листи I-2a і I-5a мають низьку частку великих об'ємних M-A-острівців на одиницю площі, а саме 10500 і 13600 на 1мм^2 , відповідно.

Сталі запропоновані винаходом мають також гарну стійкість до ушкодження при різанні, оскільки фактор ушкодження Л обмежений -12 або -13%.

Ці сталі мають також гарну здатність до зварювання при гомогенному MAG-зварюванні. Для параметрів зварювання, придатних для зазначеної вище товщини, внахлест зварені шви не виявили гарячих і холодних тріщин. Схожий результат спостерігався й при гомогенному точечному контактному зварюванні.

У випадку сталі 1-9 охолодження від T_{DR} (880°C) до T_{FR} (485°C) (див. таблицю 2) також проводили відповідно до наступного варіанта: після фази першого охолодження зі швидкістю $V_{R1}=80^\circ\text{C}/\text{сек.}$ до температури $T_1=590^\circ\text{C}$ лист охолоджують таким чином, щоб середня швидкість охолодження від 880 до 485°C дорівнювала $37^\circ\text{C}/\text{сек.}$ Механічні властивості, які при цьому спостерігались, виявилися близькими до властивостей, наведених у таблиці 3 (приклад I-9).

Сталь R-1 має недостатній вміст хрому й/або молібдену. Умови охолодження, які відносяться до сталей від R-1 до R-3 (V_R занадто висока, а T_{FR} занадто низька), не є придатними для утворення тонкої бейнітної структури. Відсутність мартенситу не дозволила досягти достатнього зміцнення, і міцність на розрив була значно нижчою від 1200МПа , а відношення R_e/R_m надмірно високим.

У випадку сталевих листів R-4 і R-5 надмірно висока швидкість охолодження після прокату унеможливорює одержання досить великої кількості бейніту. Утворені M-A-острівці виявилися відносно великими. У випадку сталевих листів R-4 число сполук N_{MA} становить $14700/\text{мм}^2$. Бейнітна фракція й міцність на розрив цих сталей є недостатніми. Сталевий лист R-4, який містить велику кількість карбідів ($N>50000/\text{мм}^2$), характеризується надмірно високою чутливістю до ушкоджень, про що свідчить фактор ушкодження $\Delta=-48\%$.

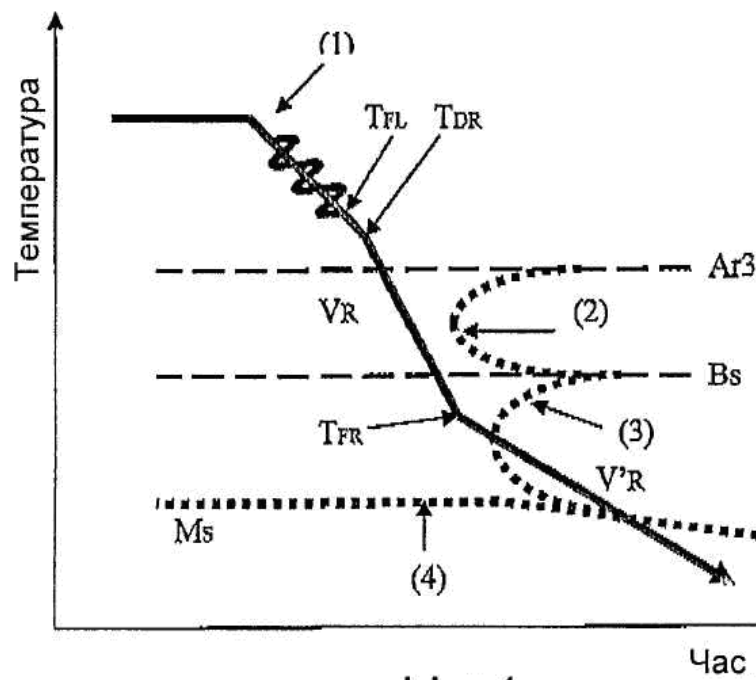
Сталь R-6 має надлишковий вміст вуглецю, що призводить до занадто великого вмісту мартенситу внаслідок його високого зміцнення при загартовуванні. Вміст у ньому бейніту й вміст аустеніту є недостатніми. Внаслідок цього сталь R-6 має недостатню стійкість до швидкого поширення дефекту, оскільки її енергія руйнування в тесті Шарпі з V-подібним надрізом при 20°C є набагато нижчою за 28Дж.

Сталеві листи R-7a і R-7b також мають надлишковий вміст вуглецю. Температура переходу при рівні 28 Дж, оцінена на основі тонких дослідних зразків, виявилася вищою від кімнатної температури, свідчаючи про посередню ударну міцність. Здатність до зварювання була погіршеною. Слід зазначити, що міцність на розрив цих сталевих листів, незважаючи на підвищений вміст у них вуглецю, була не вищою від міцності на розрив сталей запропонованих винаходом.

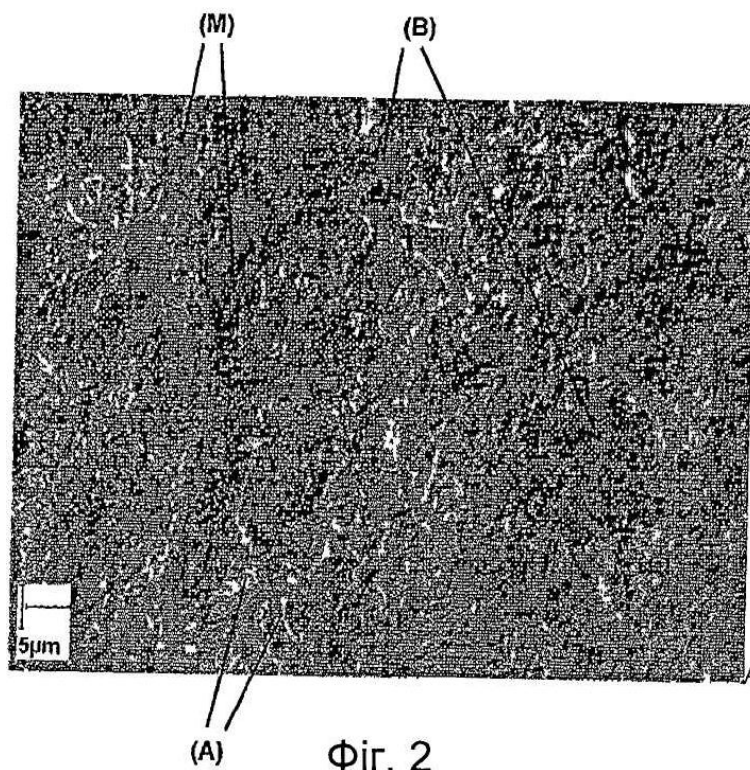
Сталевий лист R-8, який характеризується надлишковим вмістом вуглецю, охолоджували занадто повільно. У результаті цього залишковий аустеніт виявився сильно збагаченим вуглецем, і утворення мартенситу не могло мати місця. Внаслідок цього отримана міцність на розрив була недостатньою.

Сталевий лист R-9 охолоджували з надто високою швидкістю до занадто низької температури кінця охолодження. Внаслідок цього структура виявилася практично повністю мартенситною, і видовження при розриві було незадовільним.

Таким чином, винахід уможливорює виробництво сталевих листів, які мають бейнітну матрицю, без додавання дорогих мікролегуєчих елементів. Ці листи характеризуються як дуже високою міцністю на розрив, так і високою пластичністю. Завдяки своїй високій міцності на розрив ці сталеві листи є придатними для виготовлення елементів, що піддаються циклічному механічному навантаженню. Сталеві листи відповідно до винаходу з успіхом використовуються для виготовлення елементів конструкцій й арматурних елементів в галузі автомобілебудування та промисловості в цілому.



Фіг. 1



Фіг. 2