



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 84377

(13) C2

(51) МПК (2006)

C22C 38/04

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

(54) ЛИСТ З МАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ АУСТЕНІТНОЇ СТРУКТУРИ З ВИСОКИМ ОПОРОМ УПОВІЛЬНЕНОМУ ТРИЩИНУОУТВОРЕННЮ ТА СПОСІБ ЙОГО ВИГОТОВЛЕННЯ

1

2

(21) а200709469

(22) 10.01.2006

(24) 10.10.2008

(86) PCT/FR2006/000043, 10.01.2006

(31) 05 00637

(32) 21.01.2005

(33) FR

(46) 10.10.2008, Бюл.№ 19, 2008 р.

(72) СКОТТ КОЛІН, СЮГІ ФІЛІПП, РОССІНІ МОРИ-
ТА, ДЕЗ АНН, КОРНЕТТ ДОМІНІК

(73) АРСЕЛОР ФРАНС

(56) FR 2829775 A1, 21.03.2003

EP 1067203 A1, 10.01.2001

(57) 1. Лист з марганцевої сталі аустенітної
структури, хімічний склад якого включає, мас. %:
 $0,45 \leq C \leq 0,75$, $15,00 \leq Mn \leq 26,00$, $Si \leq 3,00$, $Al \leq 0,05$,
 $S \leq 0,03$, $P \leq 0,08$, $N \leq 0,10$,принаймні один метал, вибраний з ванадію, тита-
ну, ніобію, хрому і молібдену, де $0,05 \leq V \leq 0,50$, $0,04 \leq Ti \leq 0,50$, $0,07 \leq Nb \leq 0,50$, $0,07 \leq Cr \leq 2,00$, $0,14 \leq Mo \leq 2,00$, решта - залізо та не-
минучі домішки, утворені при виплавці, причомукількість зазначеного принаймні одного металу у
вигляді осадів карбідів, нітридів або карбонітридів
становить: $0,03 \leq V_p \leq 0,15$, $0,03 \leq Ti_p \leq 0,13$, $0,04 \leq Nb_p \leq 0,22$, $0,07 \leq Cr_p \leq 0,60$, $0,14 \leq Mo_p \leq 0,44$.2. Лист за п.1, який відрізняється тим, що склад
зазначеної сталі включає, мас. %: $0,50 \leq C \leq 0,70$.3. Лист за пп.1 або 2, який відрізняється тим, що
склад зазначеної сталі включає, мас. %: $17,00 \leq Mn \leq 24,00$.4. Лист за пп.1 або 2, який відрізняється тим, що
склад зазначеної сталі включає, мас. %:
 $0,07 \leq V \leq 0,40$, причому кількість ванадію у вигляді
осаджених карбідів, нітридів або карбонітридів
становить: $0,07 \leq V_p \leq 0,14$.5. Лист за пп.1 або 2, який відрізняється тим, що
склад зазначеної сталі включає, мас. %:
 $0,06 \leq Ti \leq 0,40$, причому кількість титану у вигляді
осаджених карбідів, нітридів або карбонітридів
становить: $0,06 \leq Ti_p \leq 0,11$.6. Лист за пп.1 або 2, який відрізняється тим, що
склад зазначеної сталі включає, мас. %:
 $0,090 \leq Nb \leq 0,40$,причому кількість ніобію у вигляді осаджених кар-
бідів, нітридів або карбонітридів становить: $0,09 \leq Nb_p \leq 0,20$.7. Лист за пп.1 або 2, який відрізняється тим, що
склад зазначеної сталі включає, мас. %:
 $0,20 \leq Cr \leq 1,80$, кількість хрому у вигляді осаджених
карбідів, нітридів або карбонітридів становить: $0,20 \leq Cr_p \leq 0,50$.8. Лист за пп.1 або 2, який відрізняється тим, що
склад зазначеної сталі включає, мас. %:
 $0,20 \leq Mo \leq 1,80$, кількість молібдену у вигляді осаду
карбідів становить: $0,20 \leq Mo_p \leq 0,35$.9. Лист за пп.1 або 2, який відрізняється тим, що
середній розмір частинок зазначених осадів зна-
ходиться між 5 та 25 нанометрами.10. Лист за пп.1 або 2, який відрізняється тим, що
середній розмір зазначених осадів знаходиться
між 7 та 20 нанометрами.11. Лист за пп.1 або 2, який відрізняється тим, що
принаймні 75% зазначених осадів знаходяться в
мікзерених положеннях.12. Лист за будь-яким з пп.1-11, який відрізняєть-
ся тим, що хімічний склад сталі необов'язково міс-
тить один або більше елементів, вибраних з,
мас. %: $0,0005 \leq B \leq 0,0030$, $Ni \leq 1,0000$, $Cu \leq 5,0000$.13. Спосіб одержання холоднокатаного листа із
марганцевої сталі аустенітної структури, при якому
створюють сталь, хімічний склад якої включає,
мас. %: $0,45 \leq C \leq 0,75$, $15,00 \leq Mn \leq 26,00$, $Si \leq 3,00$, $Al \leq 0,05$, $S \leq 0,03$, $P \leq 0,08$, $N \leq 0,10$,принаймні один металевий елемент, вибраний з
ванадію, титану, ніобію, хрому та молібдену, де
 $0,05 \leq V \leq 0,50$, $0,04 \leq Ti \leq 0,50$, $0,07 \leq Nb \leq 0,50$,
 $0,07 \leq Cr \leq 2,00$, $0,14 \leq Mo \leq 2,00$,решта - залізо та немінучі домішки, утворені при
виплавці;

- із цієї сталі відливають напівпродукт;

- зазначений напівпродукт нагрівають до темпера-
тури між 1100 та 1300°C;

(13) C2

(11) 84377

(19) UA

- зазначений напівпродукт піддають гарячій прокатці з температурою кінця прокатки 890°C або вище до одержання проміжного листа;

- зазначений проміжний лист намотують при температурі нижче 580°C;

- зазначений проміжний лист піддають холодній прокатці;

- зазначений проміжний лист піддають термообробці відпалом, зазначена термообробка включає стадію нагрівання зі швидкістю нагрівання V_h , стадію витримування при температурі T_s протягом часу витримування t_s , з наступною стадією охолодження зі швидкістю охолодження V_c , з необов'язковою наступною стадією витримування при температурі T_u протягом часу витримування t_u , причому параметри V_h , T_s , t_s , V_c , T_u , t_u регулюють так, щоб одержати кількість зазначеного принаймні одного осаду металевих елементів за будь-яким з пунктів 1-8.

14. Спосіб за п.13, який **відрізняється** тим, що параметри V_h , T_s , t_s , V_c , T_u , t_u регулюють так, що середній розмір зазначених осадових карбідів, нітридів або карбонітридів після зазначеного відпалу знаходиться між 5 та 25 нанометрами.

15. Спосіб за пп.13 або 14, який **відрізняється** тим, що параметри V_h , T_s , t_s , V_c , T_u , t_u регулюють так, що середній розмір зазначених осадових карбідів, нітридів або карбонітридів після зазначеного відпалу знаходиться між 7 та 20 нанометрами.

16. Спосіб за пп.13 або 15, який **відрізняється** тим, що параметри V_h , T_s , t_s , V_c , T_u , t_u регулюють так, що принаймні 75% зазначених осадів після зазначеного відпалу знаходяться в міжзеренних положеннях.

17. Спосіб за пп.13-16, який **відрізняється** тим, що хімічний склад сталі необов'язково містить один або більше елементів, вибраних з, мас. %:

$0,0005 \leq B \leq 0,0030$, $Ni \leq 1,0000$, $Cu \leq 5,0000$.

18. Спосіб одержання холоднокатаного листа з марганцевої сталі аустенітної структури за п.13, який **відрізняється** тим, що створюють сталь із хімічним складом, що включає $0,050 \leq V \leq 0,50$ мас.%, що зазначений напівпродукт є гарячекатаним з температурою кінця прокатки 950°C або вище, що зазначений лист намотують при температурі нижче 500°C, що зазначений лист є холоднокатаним зі ступенем обтиснення більше 30%, що термообробку відпалом виконують зі швидкістю нагрівання V_h між 2 та 10°C/c, при температурі T_s між 700 та 870°C протягом часу між 30 та 180 с і що зазначений лист охолоджують зі швидкістю між 10 та 50°C/c.

19. Спосіб за п.18, який **відрізняється** тим, що швидкість нагрівання V_h знаходиться між 3 та 7°C/c.

20. Спосіб за будь-яким з пп.18, 19, який **відрізняється** тим, що температура витримування T_s знаходиться між 720 та 850°C.

21. Спосіб за будь-яким з пп.13-20, який **відрізняється** тим, що напівпродукт відливають у формі слябів або тонких смуг між сталевих вальців, що обертають в протилежних напрямках.

22. Застосування листа сталі аустенітної структури за будь-яким з пп.1-12, або виготовленого у спосіб за будь-яким з пп.13-21, як матеріалу для виготовлення конструкційних деталей, силових елементів або зовнішніх деталей в області автомобілебудування.

Винахід стосується виготовлення гарячекатаного та холоднокатаного листа з аустенітної залізо-вуглець-марганцевої сталі, що має дуже гарні механічні властивості, і особливо високу механічну міцність, при дуже гарному опорі до уповільненого тріщиноутворення.

Відомо, що деякі випадки застосування, особливо, в автомобільній області, вимагають, щоб металеві структури були більш полегшеними та посиленними на випадок зіткнення, а також мали гарну здатність до витягнення. Це вимагає використання конструкційних матеріалів, які поєднують високу межу міцності з високою деформованістю. Для задоволення цих вимог [FR 2829775], розкриває, наприклад, аустенітні сплави з основними елементами залізо/вуглець (до 2% і марганець (між 10 та 40%)), які можуть бути гарячекатаними та холоднокатаними, та з міцністю, що може перевищувати 1200 МПа. Спосіб деформації цих сталей залежить тільки від енергії дефекту упаковки - для досить високої енергії дефекту упаковки спостережуваним способом механічної деформації є двійниковання, що приводить до високого деформаційного зміцнення. Перешкоджаючи поширенню дислокацій, двійники допомагають збільшувати

межу міцності. Однак коли енергія дефекту упаковки перевищує деяку межу, ковзання досконалих дислокацій стає домінуючим механізмом деформації, і деформаційне зміцнення знижується. Тому вищезгаданий патент розкриває Fe-C-Mn сталь, енергія дефекту упаковки якої є такою, що спостерігається високе деформаційне зміцнення поряд з дуже високою механічною міцністю.

Зараз відомо, що чутливість до уповільненого тріщиноутворення збільшується з механічною міцністю, особливо після деяких холодних формувань, тому що високі залишкові напруження мають схильність зберігатися після деформації. Поряд з атомарним воднем, можливо присутнім у металі, ці напруження повинні приводити до уповільненого тріщиноутворення, тобто, тріщиноутворення, яке відбувається через якийсь час після власне деформації. Водень може поступово накопичуватися за рахунок дифузії в дефектах кристалічних ґрат, наприклад, на границі поділу матриці/включення, границі двійників і границі зерен. Саме в останніх дефектах водень може стати небезпечним, коли він через певний час досягне критичної концентрації. Ця затримка впливає з області розподілу залишкових напружень та кінетики дифузії водню, хоча

коефіцієнт дифузії водню при кімнатній температурі низький, особливо в аустенітних конструкційних сплавах, у яких середній пробіг за секунду цього елемента становить близько 0,03 мікрон. Крім того, водень, локалізований на границях зерен, ослабляє їхню когезію та сприяє появі уповільнених міжзеренних тріщин.

Існує потреба в гарячекатаних або холоднокатаних сталях, які одночасно мають високу міцність і високу пластичність при дуже високому опорі уповільненому тріщиноутворенню.

Також існує потреба в недорогому виробництві таких сталей, тобто, в умовах виробництва, сумісних з вимогами продуктивності існуючих промислових ліній, та з прийнятними витратами для цього типу продукту. Зокрема відомо, що можна значно знизити вміст водню спеціальною знегажувальною термообробкою. Крім додаткової вартості цих обробок, їхні теплові умови можливо приводять до укрупнення зерен або осадків цементиту в цих сталях, часто несумісних з вимогами до механічних властивостей.

Тому метою винаходу є виготовлення гарячекатаного або холоднокатаного сталевго листа або виробу, що є недорогим у виробництві, з міцністю більше 900 МПа, відносним подовженням при розриві більше 50%, які особливо підходять для холодного формування та мають дуже високий опір уповільненому тріщиноутворенню, без необхідності в окремій знегажувальній термообробці.

Для цієї мети, одним об'єктом винаходу є лист аустенітної залізо-вуглець-марганцевої сталі, хімічний склад якої включає, в % мас: $0,4\% \leq C \leq 0,75\%$, $15\% \leq Mn \leq 26\%$; $Si \leq 3\%$; $Al \leq 0,050\%$; $S \leq 0,030\%$; $P \leq 0,080\%$; $N \leq 0,1\%$; принаймні, один метал, вибраний з ванадію, титану, ніобію, хрому та молибдену, де $0,050\% \leq V \leq 0,50\%$; $0,040\% \leq Ti \leq 0,50\%$; $0,070\% \leq Nb \leq 0,50\%$; $0,070\% \leq Cr \leq 2\%$; $0,14\% \leq Mo \leq 2\%$ і, необов'язково, один або більше елементів, вибраних з $0,0005\% \leq B \leq 0,003\%$; $Ni \leq 1\%$; $Cu \leq 5\%$, решта залізо та неминучі домішки, що утворюються при плавленні, кількість металу у вигляді осаджених карбідів, нітридів або карбонітридів становить: $0,030\% \leq V_p \leq 0,150\%$; $0,030\% \leq Ti_p \leq 0,130\%$; $0,040\% \leq Nb_p \leq 0,220\%$; $0,070\% \leq Cr_p \leq 0,6\%$; $0,14\% \leq Mo_p \leq 0,44\%$.

Краще, до складу сталі входить: $0,50\% \leq C \leq 0,70\%$.

Відповідно до кращого виконання, до складу сталі входить: $17\% \leq Mn \leq 24\%$.

Відповідно до кращого виконання, до складу сталі входить $0,070\% \leq V \leq 0,40\%$), кількість ванадію у вигляді осаджених карбідів, нітридів або карбонітридів становить $0,070\% \leq V_p \leq 0,140\%$.

Краще, до складу сталі входить $0,060\% \leq Ti \leq 0,40\%$, кількість титану у вигляді осаджених карбідів, нітридів або карбонітридів становить: $0,060\% \leq Ti_p \leq 0,110\%$.

Краще, до складу сталі входить $0,090\% \leq Nb \leq 0,40\%$, кількість ніобію у вигляді осаджених карбідів, нітридів або карбонітридів становить: $0,090\% \leq Nb_p \leq 0,200\%$.

Краще, до складу сталі входить $0,20\% \leq Cr \leq 1,8\%$, кількість хрому у вигляді осаджених карбідів становить $0,20\% \leq Cr_p \leq 0,5\%$.

Краще, до складу сталі входить $0,20\% \leq Mo \leq 1,8\%$, кількість молибдену у вигляді осаджених карбідів становить $0,20\% \leq Mo_p \leq 0,35\%$.

Відповідно до кращого виконання, середній розмір осадів знаходиться між 5 та 25 нанометрами, ще краще, між 7 та 20 нанометрами.

Краще, принаймні 75% заселеності зазначених осадів знаходиться в міжзеренному положенні.

Іншим предметом винаходу є спосіб одержання холоднокатаного листа з аустенітної залізо-вуглець-марганцевої сталі, хімічний склад якої включає, в % мас: $0,45\% \leq C \leq 0,75\%$; $15\% \leq Mn \leq 26\%$; $Si \leq 3\%$; $Al \leq 0,050\%$; $S \leq 0,030\%$; $P \leq 0,080\%$; $N \leq 0,1\%$; принаймні, один метал, вибраний з ванадію, титану, ніобію, хрому та молибдену, де $0,050\% \leq V \leq 0,50\%$; $0,040\% \leq Ti \leq 0,50\%$; $0,070\% \leq Nb \leq 0,50\%$; $0,070\% \leq Cr \leq 2\%$; $0,14\% \leq Mo \leq 2\%$; і, необов'язково, один або більше елементів, вибраних з $0,0005\% \leq B \leq 0,003\%$; нікелю $\leq 1\%$; міді $\leq 5\%$, решта залізо та неминучі домішки, що утворюються при плавленні; із цієї сталі відливають напівпродукт; цей напівпродукт нагрівають до температури між 1100 та 1300°C; прокочують при нагріванні з температурою 890°C або вище наприкінці прокатки; одержаний лист змотують при температурі нижче 580°C; лист прокочують на холодну та проводять відпал, який включає стадію нагрівання зі швидкістю нагрівання V_h , стадію витримування при температурі T_s протягом часу витримування t_s , з наступною стадією охолодження зі швидкістю охолодження V_c , необов'язково, з наступною стадією витримування при температурі T_u із часом витримування t_u , параметри V_h , T_s , t_s , V_c , T_u , t_u регулюють так, щоб одержати метали в осадах у кількостях, згаданих вище.

Відповідно до кращого виконання, параметри V_h , T_s , t_s , V_c , T_u , t_u регулюють так, що середній розмір карбиду, нітриду або карбонітриду, осаджених після відпалу, знаходиться між 5 та 25 нанометрами, краще, між 7 та 20 нанометрами.

Краще, параметри V_h , T_s , t_s , V_c , T_u , t_u регулюють так, щоб принаймні 75% заселеності зазначених осадів знаходилося в міжзеренному положенні.

У кращому виконанні одержують сталь, хімічний склад якої включає $0,050\% \leq V \leq 0,50\%$, напівпродукт прокочують при нагріванні з температурою 950°C або вище наприкінці прокатки, лист змотують при температурі нижче 500°C, лист прокочують на холодну з коефіцієнтом обтиснення більше 30%, відпал проводять зі швидкістю нагрівання V_h між 2 та 10°C/c, при температурі T_s між 700 та 870°C протягом часу від 30 до 180с, і лист охолоджують зі швидкістю між 10 та 50°C/c.

Швидкість нагрівання V_h знаходиться, краще, між 3 та 7°C/c.

Відповідно до кращого виконання, температура витримування T_s знаходиться між 720 та 850°C.

Краще, напівпродукт відливають у формі слябів або тонких смуг між сталевими вальцями, що обертаються в протилежних напрямках.

Ще одним предметом винаходу є застосування аустенітного сталевго листа, описаного вище або одержаного способом, описаним вище, для виготовлення конструктивних частин, армуючих частин або зовнішніх частин в області автомобілебудування.

Подальші особливості та переваги винаходу стануть очевидними далі з опису, що приводиться як приклад.

Після численних випробувань, автори винаходу показали, що різні вимоги, згадані вище, можуть бути виконані при дотриманні таких умов:

З погляду хімічного складу сталі, вуглець відіграє дуже важливу роль у формуванні мікроструктури та механічних властивостей. Він збільшує енергію дефекту упаковки та сприяє стабільності аустенітної фази. У сполученні з марганцем, що знаходиться в кількості 15-26% мас, ця стабільність досягається для вмісту вуглецю 0,45% або вище. Однак для вмісту вуглецю більше 0,75% стає важко запобігти надмірному осадженню карбідів у деяких циклах нагрівання в ході промислового виробництва, таке осадження погіршує пластичність.

Краще, вміст вуглецю знаходиться між 0,50 та 0,70% мас. для одержання достатньої міцності разом з оптимальним осадженням карбідів або карбонітридів.

Марганець також є необхідним елементом для збільшення міцності, збільшення енергії дефекту упаковки та стабілізації аустенітної фази. Якщо його вміст менше 15%, існує ризик утворення мартенситної фази, що дуже помітно зменшує здатність до деформації. Крім того, коли вміст марганцю більше 26%, пластичність при кімнатній температурі погіршується. Крім того, з економічних причин, високий вміст марганцю є небажаним. Краще, вміст марганцю знаходиться між 17 та 24%, щоб оптимізувати енергію дефекту упаковки та запобігти формуванню мартенситу при деформації. Крім того, коли вміст марганцю більше 24%, спосіб деформації двійникуванням є менш сприятливим, ніж спосіб деформації ковзанням досконалих дислокацій.

Алюміній є особливо ефективним елементом для розкиснення сталі. Подібно вуглецю, він збільшує енергію дефекту упаковки. Однак алюміній заважає, якщо він присутній у надлишку в сталях з високим вмістом марганцю, тому що марганець збільшує розчинність азоту в рідкому залізі. Якщо занадто велика кількість алюмінію присутня у сталі, азот, зв'язаний з алюмінієм, виділяється у формі нітриду алюмінію, що перешкоджає переміщенню границь зерна під час гарячої обробки та значно збільшує ризик появи тріщин при безперервному литті. Крім того, як буде пояснено пізніше, має бути присутня достатня кількість азоту для утворення дрібних осадів, особливо, карбонітридів. Вміст Al 0,050% або менше запобігає виділенню Al і підтримує достатній вміст азоту для осадів елементів, зазначених нижче.

Відповідно, вміст азоту повинен складати 0,1% чи менше, щоб запобігти цьому осадженню та утворенню об'ємних дефектів (раковин) під час отвердіння. Крім того, коли присутні елементи, здатні до осадження у формі нітридів, наприклад, ва-

надій, ніобій і титан, вміст азоту не повинен перевищувати 0,1% через небезпеку утворення великих осадів, які неефективні для захоплення водню.

Кремній також є ефективним елементом для розкиснення сталі та для зміцнення твердої фази. Однак його вміст вище 3% зменшує подовження та приводить до утворення небажаних оксидів при певних складальних процесах, і тому вміст повинен бути нижче цієї межі.

Сірка та фосфор є домішками, які окрихчують границі зерна. Їхній відповідний вміст не повинен перевищувати 0,030 та 0,080%, для підтримання пластичності в гарячому стані.

Необов'язково, бор можна додати в кількості між 0,0005 та 0,003%. Цей елемент виділяється на аустенітних границях зерна та збільшує їхню когезію. Нижче 0,0005% цей ефект відсутній. Вище 0,003% бор виділяється у вигляді борокарбідів, і ефект далі не посилюється.

Нікель необов'язково може застосовуватися для збільшення міцності сталі загартуванням розчину. Нікель вносить вклад у досягнення високого відносного подовження при розриві та особливо збільшує в'язкість. Однак з економічних причин, бажано обмежити вміст нікелю максимальним вмістом 1% або менше.

Аналогічно, при необхідності, введення міді до вмісту, що не перевищує 5%, є засобом зміцнення сталі за допомогою осадження металевої міді. Однак вище цього вмісту мідь викликає поверхневі дефекти в гарячекатаному листі.

Метали, здатні до утворення осадів, наприклад, ванадій, титан, ніобій, хром і молібден, відіграють важливу роль у рамках винаходу. Це пов'язано з тим, що, як відомо, уповільнене тріщиноутворення викликано надмірною місцевою концентрацією водню, особливо, на аустенітних границях зерна. Автори показали, що деякі типи осадів, природа, кількість, розмір і розподіл яких точно визначені у винаході, дуже помітно зменшують чутливість до уповільненого тріщиноутворення без погіршення пластичності та в'язкості.

Автори, по-перше, показали, що осадів карбідів, нітридів або карбонітридів ванадію, титану або ніобію дуже ефективні як пастки водню. Карбіди хрому або молібдену можуть також виконувати цю роль. Тому при кімнатній температурі водень не оборотно захоплюється на границі поділу між осадами та матрицею. Однак для забезпечення захоплення залишкового водню, що зустрічається при деяких промислових умовах, необхідно, щоб кількість металів у вигляді осаду дорівнювала або була вище критичного вмісту, що залежить від природи осадів. Кількість металів у вигляді карбіду, нітриду та карбонітриду позначена V_p , Ti_p та Nb_p у випадку ванадію, титану та ніобію, відповідно, та Cr_p і Mo_p у випадку хрому та молібдену у формі карбіду.

В цьому відношенні, сталь містить один або більше металів, вибраних з:

- ванадію, у кількості між 0,050 та 0,50% мас, і з кількістю у вигляді осаду V_p між 0,030% та 0,150% мас. Краще, вміст ванадію знаходиться між

0,070% і 0,40%, кількість V_p знаходиться між 0,070% і 0,140% мас;

- титану, у кількості Ti між 0,040 та 0,50% мас, кількість Ti_p у вигляді осаду знаходиться між 0,030% та 0,130%. Краще, вміст титану знаходиться між 0,060% та 0,40%, кількість Ti_p знаходиться між 0,060% та 0,110% мас;

- ніобію, у кількості між 0,070 та 0,50% мас, кількість Nb_p у вигляді осаду знаходиться між 0,040 та 0,220%. Краще, вміст ніобію знаходиться між 0,090% та 0,40%, кількість Nb_p знаходиться між 0,090% і 0,200% мас;

- хрому, у кількості між 0,070% та 2% мас, кількість Cr_p у вигляді осаду знаходиться між 0,070% та 0,6%. Краще, вміст хрому знаходиться між 0,20% та 1,8%, кількість Cr_p знаходиться між 0,20 та 0,5%;

- молібдену, у кількості між 0,14 та 2% мас, кількість молібдену у вигляді осаду знаходиться між 0,14 та 0,44%. Краще, вміст молібдену знаходиться між 0,20 та 1,8%, кількість Mo_p знаходиться між 0,20 та 0,35%.

Мінімальні значення, вказані для цих різних елементів (наприклад, 0,050% у випадку ванадію) відповідають кількості добавки, необхідній для утворення осадів у виробничих теплових циклах. Кращий мінімальний вміст (наприклад, 0,070% у випадку ванадію) вказується для одержання найбільшої кількості осадів.

Максимальні значення, вказані для цих різних елементів (наприклад, 0,50% у випадку ванадію) відповідають надлишковому осадженню або осадженню в невідповідній формі, погіршенню механічних властивостей або неекономному виконанню винаходу. Кращий максимальний вміст (наприклад, 0,40% у випадку ванадію) вказаний для оптимізації добавки елемента.

Мінімальні значення вмісту металів у вигляді осаду (наприклад, 0,030% у випадку ванадію) відповідають кількості осадів для дуже ефективного скорочення чутливості до уповільненого тріщиноутворення. Краща мінімальна кількість (наприклад, 0,070% у випадку ванадію) вказана для одержання особливо високого опору до уповільненого тріщиноутворення.

Максимальне значення вмісту металів у вигляді осаду (наприклад, 0,150% у випадку ванадію) відзначає погіршення в пластичності або в'язкості, руйнування починається на осадах. Крім того, вище цього максимального значення відбувається інтенсивне осадження, що може запобігти повній рекристалізації під час безперервних теплових обробок при відпалюванні після холодної прокатки.

Кращий максимальний вміст у вигляді осаду (наприклад, 0,140% у випадку ванадію) вказується так, щоб пластичність зберігалася в максимально можливому ступені, та так, щоб одержані осадки були б сумісними з рекристалізацією у звичайних умовах рекристалізації при відпалюванні.

Крім того, автори показали, що надмірно великий середній розмір осадів зменшує ефективність захоплення. Фраза "середній розмір осадів" позначає тут розмір, що може бути вимірний, наприклад, із застосуванням екстракційних реплік, з наступними спостереженнями за допомогою

просвічувального електронного мікроскопа: вимірюють діаметр (у випадку сферичних або майже сферичних осадів) або найбільшу довжину (у випадку осадів неправильної форми) кожного осаду, а потім будують гістограму розподілу по розмірах для цих осадів, з якої розраховують середнє, підраховуючи статистично представницьке число частинок. Вище середнього розміру 25 нанометрів, ефективність захоплення водню знижується внаслідок зменшення границі поділу між осадами та матрицею. Для заданої кількості осадів, середній розмір осаду, що перевищує 25 нанометрів, також зменшує щільність присутніх осадів, таким чином, надмірно збільшуючи відстань між пастками водню. Площа границі поділу для захоплення водню також зменшується. Краще, середній розмір осадів становить менше 20 нанометрів для захоплення найбільшої кількості водню.

Однак коли середній розмір частинок становить менше 5 нанометрів, осадки будуть мати тенденцію до утворення таким чином, щоб бути зв'язаними з матрицею, у такий спосіб скорочуючи здатність до захоплення. Також зростають труднощі регулювання цих дуже дрібних осадів. Цих труднощів уникають, коли середній розмір осадів більше 7 нанометрів. Це середнє значення може включати присутність численних дуже дрібних осадів, що мають розмір близько нанометра.

Автори також показали, що осадки, краще, розташовані в міжзеренних положеннях, так що зменшується чутливість до уповільненого тріщиноутворення. Це відбувається тому, що коли принаймні 75% заселеності осадів лежить у міжзеренних положеннях, можливо присутній водень розподілений більш однорідно, без накопичення на границях аустенітних зерен, які є потенційними ділянками окрихчування. Додавання одного з вищезгаданих елементів, особливо хрому, дозволяє виділити різні карбіди, наприклад, MC , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_3C , де M позначає не тільки метал, але також і Fe або Mn , елементи, присутні в матриці. Присутність заліза та марганцю в осадах збільшує кількість осадів з меншими витратами, у такий спосіб збільшуючи ефективність осадки.

Автори також показали, що додавання ванадію, який є елементом, що віділяється у вигляді карбідів ванадію VC , нітридів ванадію VN і відносно складних карбонітридів $V(CN)$, є особливо кращим в контексті винаходу.

Мета винаходу полягає в одержанні сталі з дуже гарними механічними властивостями та низькою чутливістю до уповільненого руйнування. Як згадано вище, для виготовлення холоднокатаного та відпаленого листа пропонується, щоб сталь була повністю рекристалізована після циклу відпалу. Передчасне надмірне осадження, що має місце, наприклад, на стадії виливки, гарячої прокатки або намотування, буде мати можливий ефект запізнювання при рекристалізації, створювати ризик зміцнення металу та збільшення опору при гарячій або холодній прокатці. Таке осадження також буде менш ефективним, оскільки воно буде мати місце в значній мірі на границях аустенітного зерна. Розмір цих осадів, сформованих при висо-

кій температурі, буде більшим, часто, більше 25 нанометрів.

Автори показали, що добавки ванадію є особливо бажаними, оскільки осадження цього елемента навряд чи має місце під час гарячої прокатки або намотування. Отже, попереднє регулювання сил гарячої та холодної прокатки не повинне змінюватися, і весь ванадій доступний для дуже дрібного та однорідного осадження протягом наступного циклу відпалу після холодної прокатки. Осадження відбувається у вигляді однорідно розподілених осадів VC та VN або V(CN) нанорозмірів, значна більшість осадів знаходиться у міжзеренних положеннях, тобто у формі, найбільш бажаній для захоплення водню. Крім того, ці дрібні осадки обмежують ріст зерна та найменший розмір аустенітного зерна, який можна одержати після відпалу.

Спосіб одержання відповідно до винаходу виконують у такий спосіб: виплавляють сталь, що має такий склад: $0,45\% \leq C \leq 0,75\%$; $15\% \leq Mn \leq 26\%$; $Si \leq 3\%$; $Al \leq 0,050\%$; $S \leq 0,030\%$; $P \leq 0,080\%$; $N \leq 0,1\%$; один або більше елементів, вибраних з $0,050\% \leq V \leq 0,50\%$; $0,040\% \leq Ti \leq 0,50\%$; $0,070\% \leq Nb \leq 0,50\%$; $0,070\% \leq Cr \leq 2\%$; $0,14\% \leq Mo \leq 2\%$ і, необов'язково, один чи більше елементів, вибраних з $0,0005\% \leq B \leq 0,003\%$; нікель $\leq 1\%$; мідь $\leq 5\%$, решта залізо та неминучі домішки, що є результатом плавлення.

За плавленням може йти виливання у злитки або безперервне виливання у сляби з товщиною близько 200 мм. Виливок може бути також, краще, виконаний у формі сляба з товщиною в кілька десятків міліметрів або тонкої смуги з товщиною в кілька міліметрів. Коли присутні деякі додаткові елементи відповідно до винаходу, наприклад, титан або ніобій, виливок сталі у формі тонких виробів приводить до осадження дуже дрібних і термостабільних нітридів або карбонітридів, присутність яких зменшує чутливість до уповільненого тріщиноутворення.

Виливки цих напівпродуктів спочатку нагрівають до температури між 1100 та 1300°C. Мета цього полягає в тому, щоб досягти у кожній точці температури, сприятливої для високих деформацій, яким сталь буде піддана в ході прокатки. Однак температура повторного нагрівання не повинна перевищувати 1300°C, щоб не бути занадто близькою до температури солідуса, що може бути досягнута в будь-якій області, локально збагаченій по марганцю та/або вуглецю, та викликати локальний перехід сталі у рідкий стан, що було б небезпечним при гарячому формуванні. Звичайно, у випадку прямого виливання тонкого сляба, стадія гарячої прокатки цих напівпродуктів, що починається між 1300 та 1000°C, може бути виконана безпосередньо після виливання без проміжного етапу повторного нагрівання.

Напівпродукт піддають гарячій прокатці, наприклад, щоб одержати гарячекатану смугу товщиною 2-5 міліметрів або навіть 1-5 мм у випадку напівпродукту, одержаного виливанням тонкого сляба або 0,5-3 мм у випадку виливання тонкої смуги. Низький вміст алюмінію в сталі відповідно до винаходу запобігає надлишковому виділенню

Al, який міг би бути небезпечним для деформованості в гарячому стані при прокатці. Для запобігання проблем тріщиноутворення через надолік пластичності, температура кінця прокатки не повинна бути нижче 890°C.

Послу прокатки смуга повинна бути намотана при такій температурі, щоб не було істотно осадки карбідів, особливо міжзеренного цементиту $(Fe, Mn)_3C$, що привів би до погіршення деяких механічних властивостей. Це відбувається, коли температура намотування нижче 580°C. Умови одержання також вибираються таким чином, щоб готовий виріб був повністю рекристалізованим.

Потім може бути виконана операція холодної прокатки з наступним відпалом. Ця додаткова стадія приводить до розміру зерен, меншого, ніж одержаний з гарячекатаною смугою, і тому приводить до більш високих міцнісних властивостей. Звичайно, цю стадію слід виконувати, якщо бажано одержати вироби меншої товщини, наприклад, в інтервалі від 0,2 мм до декількох мм.

Гарячекатаний виріб, одержаний способом, описаним вище, піддають холодній прокатці після необов'язкового попереднього протравлення, виконаного у звичайний спосіб. Після цього етапу прокатки зерно дуже нагартовано, і рекомендується виконати рекристалізацію відпалом. Ця обробка має ефект відновлення пластичності та виділення осадів відповідно до винаходу. Цей відпал, краще, виконуваний безперервно, включає такі послідовні стадії:

- стадія нагрівання, що характеризується швидкістю нагрівання V_h ;
- стадія витримування при температурі T_5 протягом часу витримування t_5 ;
- стадія охолодження зі швидкістю охолодження V_c ; і, необов'язково, стадія витримування при температурі T_u протягом часу витримування t_u .

Перед необов'язковою стадією витримування при температурі T_u виріб може бути охолоджений до кімнатної температури. Ця стадія витримування при температурі T_u необов'язково може бути додатково виконана в окремому пристрої, наприклад, печі для статичного відпалу сталевих котушок.

Точний вибір параметрів V_h , T_5 , t_5 , V_c , T_u , t_u звичайно проводять так, щоб були одержані бажані механічні властивості, особливо завдяки повній рекристалізації. Крім того, у рамках винаходу кваліфікований в даній області техніки фахівець буде регулювати їх, зокрема, по відносному подовженню при гарячій прокатці, таким чином, щоб кількість металевих елементів (V, Ti, Nb, Cr, Mo), присутніх у вигляді осаджених карбідів, нітридів або карбонітридів після відпалу, знаходилося в межах вищезгаданого вмісту (V_p , Ti_p , Nb_p , Cr_p , Mo_p).

Фахівець в даній області техніки буде також регулювати ці параметри відпалу таким чином, щоб середній розмір цих осадів складав від 5 до 25 нанометрів, краще, від 7 до 20 нанометрів.

Ці параметри можуть також бути відрегульовані таким чином, що осадження здебільшого відбувається однорідно в матриці, тобто, принаймні 75% осадів знаходиться в міжзеренних положеннях.

Зокрема, винахід здійснюють, краще, з добавками ванадію. Для цього плавлять сталь з таким складом: $0,45\% \leq C \leq 0,75\%$; $15\% \leq Mn \leq 26\%$; $Si \leq 3\%$; $Al \leq 0,050\%$; $S \leq 0,030\%$; $P \leq 0,080\%$; $N \leq 0,1\%$; $0,050\% \leq V \leq 0,50\%$ і, необов'язково, один або більше елементів, вибраних з $0,0005\% \leq B \leq 0,003\%$; нікель $\leq 1\%$, мідь $\leq 5\%$. Сталевий лист відповідно до винаходу оптимально одержують виливанням напівпродукту, нагріванням його до температури між 1100 та 1300°C, гарячою прокаткою цього напівпродукту з температурою кінця прокатки 950°C або вище, а потім намотуванням його при температурі нижче 500°C.

Лист прокочують на холодну з коефіцієнтом обтиснення більше 30% (коефіцієнт обтиснення визначається таким чином: (товщина листа перед холодною прокаткою - товщина листа після холодної прокатки)/(товщина листа перед холодною прокаткою)). Коефіцієнт обтиснення 30% відповідає мінімальній деформації для одержання рекристалізації. Потім виконують відпал при нагріванні зі швидкістю нагрівання від 2 до 10°C/c (краще, від 3 до 7°C/c) при температурі T_s між 700 та 870°C (краще, між 720 та 850°C) протягом часу від 30 до 180с, потім лист охолоджують зі швидкістю між 10 та 50°C/c.

Сталь, одержана у такий спосіб, має міцність більше 1000МПа, відносно подовження при розриві більше 50% і дуже гарний опір до уповільненого

тріщиноутворення, завдяки дуже дрібному та однорідному осадженню карбонітрідів ванадію.

У випадку добавок Cr або Mo відповідно до винаходу, краще здійснювати витримування при підвищеній температурі після рекристалізаційного відпалу так, щоб осадження наночастинок карбідів хрому або молібдену не впливало на рекристалізацію. Ця обробка може бути виконана на обладнанні безперервного відпалу в межах зони перестарювання відразу після вищезгаданої стадії охолодження. Фахівець у даній області техніки підбере параметри цієї стадії витримування (температуру витримування T_u , час витримування t_u) так, щоб виділити карбіди хрому та молібдену відповідно до винаходу. Також можливо проводити осадження наступним відпалом сталі в намотаному виді.

Наступні результати демонструють переваги винаходу шляхом необмежуючого прикладу.

Приклад

Виплавляють сталь, яка має склад, наведений в таблиці нижче (склад виражений в масових відсотках). Крім сталей 11 та 12 відповідно до винаходу, у таблиці наведені для порівняння склади сталей порівняння. Сталь R1 має дуже низький вміст ванадію. Лист холоднокатаної сталі R2, в умовах, уточнених нижче, має занадто високу кількість осадів (див. Таблицю 2). Сталь R3 має надлишковий вміст ванадію.

Таблиця 1

Склад сталей (11-2 відповідно до винаходу та R1-3 для порівняння)

Сталь	C	Mn	Si	S	P	Al	Cu	Ni	N	B	V
I1	0,635	21,79	0,01	0,003	0,007	0,005	<0,002	<0,01	0,003	<0,0005	0,160
I2	0,595	21,80	0,200	0,006	0,007	0,004	<0,002	<0,01	0,003	0,0023	0,225
R1	0,600	21,84	0,198	0,007	0,006	0,005	<0,002	<0,01	0,003	<0,0005	0,013
R2	0,625	21,65	0,01	0,003	0,007	0,005	<0,002	<0,01	0,003	<0,0005	0,405
R3	0,625	21,64	0,01	0,003	0,007	0,005	<0,002	<0,01	0,003	<0,0005	0,865

Напівпродукти із цих сталей повторно нагрівають до 1180°C, піддають гарячій прокатці при температурі 950°C до товщини 3мм, і потім змотують при температурі 500°C. Одержані в такий спосіб сталеві листи потім прокочують на холодну з коефіцієнтом обтиснення 50% до товщини 1,5мм і потім відпалюють в умовах, наведених у Таблиці 2. Кількість осаджених металів у формі карбідів, нітрідів або карбонітрідів у різних листах визна-

чають хімічною екстракцією та аналізом. Залежно від складу та умов одержання одержують осаді, у цьому випадку на основі ванадію, із переважанням карбонітрідів ванадію. Кількість ванадію V_p у вигляді осаду вказано в Таблиці 2 разом із середнім розміром осаду, вимірюваним на основі екстракцій реплік із застосуванням просвічувальної електронної мікроскопії.

Таблиця 2

Умови відпалу після холодної прокатки; стан осадів після відпалу

Сталь	V_h , (°C/c)	T_s , (°C)	t_s , (C)	V_c , (°C/c)	Вміст ванадію V, (%)	V_p у вигляді осаду, (%)	Середній розмір, (нм)
I1	3°C/c	825	180	25°C/c	0,160	0,053	17
I2	3°C/c	800	180	25°C/c	0,225	0,115	17
R1	3°C/c	825	180	25°C/c	0,013	0(*)	-
R2	3°C/c	850	180	25°C/c	0,405	0,219(*)	15
R3	3°C/c	740	120	25°C/c	0,865(*)	н.в.	н.в.

(*) поза рамками винаходу
н.в. - не визначали

Таблиця 3 представляє механічні властивості при розтяганні, а саме міцність і подовження при розриві, одержані при цих умовах. Крім того, вирізають круглі заготовки 55мм в діаметрі з холоднокатаних і відпалених листів. Ці заготовки потім витягають так, щоб утворювалися плоскодонні циліндри (швидкі тести стоншення) із застосуванням пуансона 33мм у діаметрі. У цьому способі фактор (3, що характеризує жорсткість випробу-

вання (тобто відношення початкового діаметра заготовки до діаметра пуансона) становить 1,66. Потім перевіряють можливу присутність мікротріщин відразу після формування або після витримання протягом 3 місяців, характеризуючи тим самим чутливість до уповільненого руйнування. Результати цих спостережень також приводяться в Таблиці 3.

Таблиця 3

Механічні властивості при розтяганні холоднокатаних і відпалених листів і характеристики здатності до витягнення та чутливості до уповільненого тріщиноутворення

Сталь	Міцність (МПа)	Подовження при розриві (%)	Тріщини, спостережувані після формування	Тріщини, спостережувані після витримання протягом 3 місяців
11	1071	55	Немає	Немає
12	1090	58	Немає	Немає
R1	1074	63	Немає	Так
R2	1168	35	Немає	Немає
R3	1417	28	н.в.	н.в.

н.в. - не визначали

У випадку зразка R3, повний вміст ванадію (0,865%) є надлишковим і було неможливо одержати рекристалізацію навіть після відпалу при 850°C

Властивості подовження внаслідок цього були вкрай недостатніми. У випадку сталі R2, навіть при тому, що розмір осадів був придатним, осадження ванадію відбувається в надлишковій кількості (0,219% осадженого ванадію), що приводить до погіршення у подовженні при розриві та недостатніх характеристик. У випадку сталі R1, необхідне осадження відсутнє та спостерігається чутливість до уповільненого руйнування.

Сталі I1 та I2 відповідно до винаходу містять осади придатного типу та розміру. Більше 75% з

них локалізовані в міжзеренних положеннях. Ці сталі поєднують і дуже гарні механічні властивості (міцність більше 1000МПа, подовження більше 55% і високий опір уповільненому руйнуванню). Остання властивість одержана навіть без окремої знегажувальної термообробки.

Гарячекатані або холоднокатані листи відповідно до винаходу, краще, застосовують в автомобільній промисловості у формі конструкційних деталей, силових елементів або зовнішніх деталей, які через їхню дуже високу міцність та гарну пластичність дуже ефективно допомагають у скороченні маси транспортних засобів, поряд з тим збільшуючи безпеку у випадку зіткнення.