

Цей винахід відноситься до сталі, яка придатна для виготовлення рейок для залізниць і, зокрема, для поїздів, що рухаються на магнітній подушці або магнітному підвісі, заснованих на принципах відштовхування і притягнення.

Рейкову сталь розробляють для високошвидкісних залізниць або подвійного призначення, тобто як для вантажних, так і для пасажирських залізниць. Незалежно від використання вантажопідйомність залізниць збільшилася і очікується, що вона збільшуватиметься у майбутньому. Отже, необхідно розробити рейкову сталь з відповідними механічними, електричними і магнітними властивостями, такими як-от питомий опір, проникність і границя міцності на розтяг, навіть у жорстких робочих умовах для рейок.

Тому проводяться інтенсивні дослідження і розробки для приготування матеріалу з відповідним питомим опором і проникністю, який має високу границю міцності на розтяг при кімнатній температурі, а також при температурі 180 °C, яка перевищує 900 МПа, з достатньою твердістю.

Попередні дослідження і розробки в галузі рейкової сталі для залізниць привели до кількох способів виробництва високоміцної і зносостійкої сталі для рейок, деякі з яких перераховані тут для остаточної оцінки цього винаходу:

Магнітоактивна частина залізниці, за US 4350525, виготовлена зі сталі з вмістом 0-0,15 % вуглецю, 0-0,045 % фосфору, 0-0,008 % азоту, 0,75-2,0 % кремнію, 0,15-1,00 % марганцю, 0,02-0,07 % розчинного алюмінію, 0,25-0,55 % міді, 0,65-1,00 % хрому, решту становить залізо з немінучими домішками, але сталь за US 4350525 не досягає границі міцності на розтяг 900 МПа при 180 °C.

WO 2016019730 представляє F-подібну рейку для індукційного осердя з магнітом'якої сталі, а хімічний склад магнітом'якої сталі становить C: 0,005-0,15 % мас., Mn: 0,25-0,60 %, Si: 0,30-1,0 %, Re: 0,003-0,006 %, P і S менше 0,025 %, решта Fe і слідові домішки, але ця сталь також не здатна досягти міцності 900 МПа при температурі 180 °C.

Отже, завдання цього винаходу полягає в тому, щоб вирішити ці проблеми, зробивши доступною сталь, придатну для механічних операцій, для виготовлення рейок для залізниць, які одночасно мають:

- границю міцності на розтяг не менше 900 МПа і переважно вище 920 МПа при 180 °C,
- твердість щонайменше 310 Hv або більше, переважно більше 315 Hv або більше
- питомий опір не менше 40 Ом·мм²/м, переважно не менше 41 Ом·мм²/м
- максимальну проникність виміряну при 4000 А/м не менше 165.

У переважному здійсненні сталь винаходу може мати границю міцності на розтяг, не менше 950 МПа, а переважно вище 1000 МПа за кімнатної температури.

У переважному здійсненні сталь згідно винаходу також може мати поляризацію більше 1,5 Тл при 40000 А/м.

У переважному здійсненні сталь згідно винаходу може також мати магнітну індукцію більше 1,5 Тл при 40000 А/м.

Переважно, така сталь придатна для виготовлення рейок, ця сталь також придатна для інших конструктивних частин залізничного транспорту, таких як-от елементи шасі залізничного вагона.

Інше завдання цього винаходу також полягає в тому, щоб надати спосіб виготовлення цих механічних деталей, сумісний із звичайними промисловими застосуваннями, і одночасно стійкий до змін виробничих параметрів.

Вміст вуглецю в сталі цього винаходу становить 0,25-0,8 %. Вуглець є елементом, необхідним для підвищення міцності сталі цього винаходу за рахунок утворення перліту. Вуглець також забезпечує питомий опір, сприяючи утворенню цементиту в пластинчастому перліті. Але вміст вуглецю менше 0,25 % не зможе забезпечити границю міцності на розтяг, а також питомий опір через надмірне утворення доєвтектоїдного фериту. З іншого боку, при вмісті вуглецю більше 0,7 %, границя міцності на розтяг погіршується через надмірне утворення доєвтектоїдного цементиту під час охолодження після гарячої прокатки. Подальше надмірне утворення доєвтектоїдного цементиту також шкідливе для рейки протягом його експлуатаційного ресурсу. Вміст вуглецю переважно знаходиться в діапазоні 0,27-0,75 %, а більш переважно 0,28-0,7 %.

Марганець додають в цю сталь у кількості 1,0-2,0 %. Марганець забезпечує твердорозчинне зміцнення, підвищує зміцнюваність, сприяючи утворенню цементиту в перліті, тим самим збільшуючи питомий опір. Крім того, також знижується температура феритного перетворення і знижується швидкість феритного перетворення, щоб контролювати утворення доєвтектоїдного фериту, тим самим сприяючи утворенню перліту. Кількість щонайменше 1,0 % необхідна для надання міцності, а також для посилення утворення перліту. Але коли вміст марганцю перевищує 2,0 %, це призводить до несприятливих ефектів, таких як-от прискорення перетворення аустеніту на мартенсит або бейніт під час охолодження після гарячої прокатки, що шкідливо для сталі цього винаходу, оскільки ця мікроструктура негативно впливає на питомий опір і проникність сталі цього винаходу. Вміст марганцю вище 2,0 % може призвести до надмірної ліквідації в сталі під час затвердіння і порушення однорідності всередині матеріалу, що може викликати поверхневі тріщини під час процесу гарячої обробки. Переважна границя присутності марганцю становить 1,0-1,8 %, а більш переважно 1,0-1,5 %.

Кремній є важливим елементом, який є присутнім в сталі цього винаходу у кількості 1,40-2 %. Кремній надає сталі цього винаходу міцності за рахунок твердорозчинного зміцнення і навіть діє як розкиснювач. Але оскільки кремній є утворюючим ферит і також підвищує точку перетворення Ас3, яка зсуває аустенітну температуру до вищих температурних діапазонів, тому вміст кремнію підтримується на рівні не більше 2 %. Вміст кремнію вище 2 % може викликати відпускну крихкість. Переважна границя вмісту кремнію становить 1,45-1,8 %, а більш переважно 1,45-1,6 %.

Вміст алюмінію становить 0,01-1 %. Алюміній видаляє кисень, який присутній у розплавленій сталі так, щоб кисень не утворював газову фазу в процесі затвердіння. Алюміній також фіксує азот сталі з утворенням нітриду алюмінію для зменшення розміру зерен. Алюміній дозволяє в сталі цього винаходу регулювати розмір проміжків між пластинами перліту і таким чином збільшувати питомий опір із збереженням відповідної проникності. Вміст алюмінію вище 1 % призводить до появи великих багатих на алюміній оксидів, які погіршують границю витривалості і крихке руйнування сталевих рейки. Переважна границя присутності алюмінію становить 0,02-0,9 %, а більш переважно 0,02-0,5 %.

Хром присутній у кількості 0,8-2 % в сталі цього винаходу. Хром є важливим елементом, який забезпечує міцність сталі шляхом твердорозчинного зміцнення, і для надання міцності потрібно мінімум 0,2 %, але при використанні більше 2 % збільшується зміцнюваність за прийнятну границю через утворення небажаних фаз, таких як бейніт, що після охолодження погіршує пластичність сталі. Додавання хрому вище 2 % також знижує коефіцієнт дифузії вуглецю в аустеніті, отже уповільнює утворення перліту під час охолодження після гарячої прокатки. Переважна границя присутності хрому становить 0,9-1,9 %, а більш переважно 0,9-1,6 %.

Вміст фосфору в сталі цього винаходу становить 0-0,09 %.

Фосфор має тенденцію до ліквідації на границях зерен або до ліквідації з марганцем. За цих причин рекомендується використовувати якнайменше фосфору. Зокрема, вміст вище 0,09 % може викликати розрив через декогезію міжкристалітної поверхні, що може негативно позначитися на границі міцності на розтяг і зносостійкості. Переважна границя вмісту фосфору становить 0-0,05 %.

Вміст сірки становить 0-0,09 %. Сірка утворює виділення MnS, які можуть набувати подовженої форми. Такі подовжені вклучення MnS можуть значно несприятливо впливати на механічні властивості, такі як-от твердість і границя міцності на розтяг, якщо вклучення не вирівняні з напрямком навантаження. Тому вміст сірки обмежений 0,09 %. Переважний діапазон вмісту сірки становить 0-0,05 %, а переважно 0-0,02 %.

Азот знаходиться у кількості 0-0,09 % в сталі цього винаходу. Вміст азоту обмежений 0,09 %, щоб уникнути старіння матеріалу і запобігання виділенню великих нітрідів алюмінію під час затвердіння, які погіршують механічні властивості сталі. Азот також утворює нітриди і карбонітриди з ванадієм, титаном і ніобієм для надання міцності сталі цього винаходу.

Нікель є необов'язковим елементом і додається в цьому винаході у кількості 0-1 % для підвищення міцності сталі цього винаходу. Нікель корисний для покращення стійкості до точкової корозії. Нікель додають до складу сталі для зменшення коефіцієнта дифузії вуглецю в аустеніті, тим самим сприяючи утворенню фериту в перліті. Але вміст нікелю вище 1 % може призвести до стабілізації залишкового аустеніту, що негативно позначиться на границі міцності на розтяг. Переважно, вміст нікелю в сталі цього винаходу становить 0-0,9 %.

Молібден є необов'язковим елементом і в цьому винаході може бути у кількості 0-0,5 %. Молібден додають для надання сталі зміцнюваності і твердості шляхом утворення карбідів на основі молібдену. Проте додавання молібдену надмірно збільшує вартість додавання легуючих елементів, тому з економічних причин його вміст обмежений 0,5 %. Переважна границя вмісту молібдену становить 0-0,4 %, а більш переважно 0-0,2 %.

Ванадій є необов'язковим елементом цього винаходу і його вміст становить 0-0,2 %. Ванадій ефективний для підвищення міцності сталі за рахунок дисперсійного зміцнення, особливо за рахунок утворення карбідів або карбонітрідів. Верхня границя становить 0,2 % з економічних причин.

Ніобій присутній в сталі цього винаходу у кількості 0-0,1 % і підходить для формування карбонітрідів для надання міцності сталі цього винаходу шляхом дисперсійного твердіння. Ніобій також впливатиме на розмір мікроструктурних компонентів за рахунок свого виділення у вигляді карбонітрідів і уповільнення рекристалізації в процесі нагрівання і таким чином зменшення розміру зерна. Однак вміст ніобію вище 0,1 % економічно є недоцільним, оскільки утворюються більші виділення, які погіршують границю міцності на розтяг сталі, а також, коли вміст ніобію перевищує 0,1 %, ніобій також шкідливий для гарячої пластичності сталі, що ускладнює розливання і прокатку сталі.

Титан є необов'язковим елементом і присутній у кількості 0-0,1 %. Титан утворює нітриди титану, які надають сталі міцності і зменшують розмір зерна. Переважна границя вмісту титану становить 0-0,05 %.

Мідь є залишковим елементом і може бути у кількості 0-0,5 % через обробку сталі. До 0,5 % міді не впливає на властивості сталі, але понад 0,5 % значно погіршує оброблюваність в гарячому стані.

Інші елементи, такі як олово, церій, магній, бор або цирконій, можуть бути додані окремо або спільно в таких масових співвідношеннях: олово $\leq 0,1 \%$, церій $\leq 0,1 \%$, магній $\leq 0,10 \%$, $0 \leq \text{бор} \leq 0,008 \%$ і цирконій $\leq 0,10 \%$. До зазначених максимальних рівнів вмісту ці елементи дозволяють подрібнювати зерно при затвердінні. Решта складу сталі складається із заліза і неминучих домішок, які утворюються в результаті обробки.

Мікроструктура сталі включає:

Перліт являє собою мікроструктурну складову матриці цієї сталі, і відсоток його присутності повинен становити щонайменше 90 %, переважно 90-99 %, а більш переважно 93-98 %. Перліт утворюється на другій стадії охолодження після гарячої прокатки. Перліт цієї сталі має пластинчасту структуру. Пластинчаста структура перліту цього винаходу являє собою сукупність фериту і цементиту, а міжпластинчаста відстань у перліті цього винаходу становить 100-250 нм. Ця міжпластинчаста відстань покращує експлуатаційні властивості сталі цього винаходу, такі як-от границя міцності на розтяг і питомий опір. Коли міжпластинчаста відстань перевищує 250 нм, сталь буде м'якою і не зможе досягти границі міцності на розтяг, особливо границі міцності на розтяг при 180 °C, а кожного разу, коли міжпластинчаста відстань перліту не перевищує 100 нм, проникність сталі піддається несприятливій дії. Переважна границя міжпластинчастої відстані становить 110-230 нм, а більш переважно 120-220 нм. Перліт цього винаходу забезпечує такі експлуатаційні властивості сталі, як проникність і твердість.

Доевтектоїдний ферит присутній в сталі цього винаходу у кількості 2-10 %. Доевтектоїдний ферит утворюється на першій стадії охолодження після гарячої прокатки на границях зерен вихідного аустеніту і доевтектоїдного фериту, вкрапленого в перліт. Доевтектоїдний ферит надає цій сталі пластичності, а також проникність. Якщо вміст доевтектоїдного фериту перевищує 10 %, то сталь цього винаходу не зможе досягти твердості. Переважна границя присутності доевтектоїдного фериту становить 3-9 %, а більш переважно 3-8 %.

На додаток до вищезгаданої мікроструктури мікроструктура рейки вільна від мікроструктурних компонентів, таких як-от бейніт, мартенсит і залишковий аустеніт.

Рейка згідно винаходу може бути виготовлена з використанням будь-якого відповідного виробничого процесу, при цьому передбачені параметри процесу пояснюються нижче.

Тут продемонстрований переважний ілюстративний спосіб, але цей приклад не обмежує обсяг розкриття і аспекти, на яких ґрунтуються приклади. Крім того, будь-які приклади, викладені в цьому описі, не призначені для обмеження і просто наводять деякі з багатьох можливих способів, якими різні аспекти цього розкриття можуть бути реалізовані на практиці.

Переважний спосіб полягає в одержанні виливки-напівфабрикату із сталі з хімічним складом згідно винаходу. Виливка може проводитися в будь-якій формі, такій як-от зливки, блями або заготовки, які можуть бути виготовлені або перероблені на рейки для залізниць і, зокрема, для рейок на магнітній подушці.

Наприклад, сталь з вищеописаним хімічним складом відливають у заготовку, а потім прокатують у вигляді прутка. Цей прутко може виступати як напівфабрикат для подальшої прокатки. Для одержання напівфабрикату може бути виконано кілька стадій прокатки.

Для підготовки сталі до виробництва рейки напівфабрикат може бути використаний безпосередньо при високій температурі після прокатки або може бути охолоджений спочатку до кімнатної температури, а потім повторно нагрітий для виготовлення рейки.

Напівфабрикат повторно нагрівають від температури A_{c3} - $A_{c3}+500$ °C, переважно від $A_{c3}+30$ °C до $A_{c3}+450$ °C більш переважно 1100-1300 °C, при цьому витримують протягом 5-1200 с для забезпечення однорідної температури по перерізу напівфабрикату, а також для забезпечення формування 100 % аустеніту. Температуру A_{c3} розраховують за KASATKIN, O.G. et alii. Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel in Metal Science and Heat Treatment, 26:1-2, January-February 1984, 27-31.

Якщо температура повторного нагрівання напівфабрикату нижче A_{c3} , при подальшій прокатці виникає надмірне навантаження, температура сталі також може знизитися нижче температури початку перетворення фериту, що призведе до утворення фериту в процесі гарячої прокатки. Крім того, металургійне перетворення при деформації може призвести до значної зміни одержаної мікроструктури при заданій швидкості охолодження або заданому хімічному складі. В результаті одержана мікроструктура повністю відрізнятиметься від шуканої, і це відноситься до механічних і електричних властивостей. Тому температура напівфабрикату переважно повинна бути достатньо високою, щоб всі механічні операції виконувались і завершувались у 100 % аустенітному діапазоні температур. Слід уникати повторного нагрівання при температурах вище $A_{c3}+500$ °C, оскільки це є дорогим у промисловому відношенні і може призвести до виникнення рідких зон, які вплинуть на прокатку сталі.

Потім напівфабрикат піддають щонайменше одному проходу гарячої прокатки від A_{c3} до $A_{c3}+300$ °C, переважно з обтисканням 35-90 %. Гаряча прокатка може проводитися в кілька проходів, необхідних для одержання гарячої рейки із напівфабрикату. Переважна температура для всієї гарячої

прокатки становить від $Ac3+30\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $Ac3+300\text{ }^{\circ}\text{C}$, а більш переважна температура становить від $Ac3+50\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $Ac3+250\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Кінцева температура прокатки повинна підтримуватись вище $Ac3$, і це переважно для структури, яка придатна для рекристалізації і механічного виробництва. Переважно, щоб всі проходи прокатки, особливо кінцева температура прокатки, виконувались при температурі вище $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, оскільки нижче цієї температури сталі значно знижується здатність до прокатки. Якщо кінцева температура прокатки менша $Ac3$, це може призвести до проблем, пов'язаних із залишковим розміром рейки, а також до погіршення зовнішнього вигляду поверхні. Це може навіть спричинити тріщини або повну руйнацію рейки.

Потім гарячу рейку охолоджують у двостадійному процесі охолодження, в якому перша стадія охолодження починається на виході з кінцевої гарячої прокатки, при цьому гарячу рейку охолоджують зі швидкістю охолодження $CR1\ 0,1-5\text{ }^{\circ}\text{C/c}$, до температури $T1$, яка знаходиться в діапазоні $480-550\text{ }^{\circ}\text{C}$. У переважному здійсненні швидкість охолодження $CR1$ такої першої стадії охолодження становить $0,1-3\text{ }^{\circ}\text{C/c}$, а більш переважно $0,1-2\text{ }^{\circ}\text{C/c}$. Переважна температура $T1$ для такої першої стадії становить $490-530\text{ }^{\circ}\text{C}$, а більш переважно $490-510\text{ }^{\circ}\text{C}$.

На другій стадії охолодження гарячу рейку охолоджують від температури $T1$ до кімнатної температури зі швидкістю охолодження $CR2$ менше $5\text{ }^{\circ}\text{C/c}$. У переважному здійсненні швидкість охолодження $CR2$ другої стадії охолодження не перевищує $3\text{ }^{\circ}\text{C/c}$, а більш переважно не перевищує $1\text{ }^{\circ}\text{C/c}$.

У переважному здійсненні $CR1$ вище $CR2$.

Коли гаряча рейка досягає кімнатної температури, одержується рейка зі сталі цього винаходу.

Приклади

Наступні тести, приклади, ілюстративні приклади і таблиці, які представлені в описі, не носять обмежувального характеру, і повинні розглядатися лише з ілюстративною метою, і відображатимуть переваги цього винаходу.

Рейки, виготовлені із сталей різного складу, охарактеризовані в таблиці 1, при цьому рейки виготовляють відповідно до технологічних параметрів, зазначених у таблиці 2 відповідно. Після цього в таблиці 3 представлені мікроструктури рейки, одержані в ході випробувань, а в таблиці 4 представлені результати оцінки одержаних властивостей.

Таблиця 1

Зразки сталі	C	Mn	Cr	Si	Al	S	P	N	Mo	Cu	Ni	V	Ti
I1	0,50	1,08	1,01	1,53	0,47	0,0010	0,007	0,004	0,0058	0,0130	0,006	0,008	0,0012
I2	0,51	1,08	1,04	1,54	0,06	0,0010	0,007	0,004	0,0058	0,011	0,006	0,0005	0,0011
I3	0,69	1,29	1,27	1,52	0,03	0,0011	0,004	0,004	0,0070	0,013	0,006	0,0008	0,0013

В таблиці 2 представлені параметри процесу, реалізовані напівфабрикатом зі сталей з таблиці 1. Зразки I1-I3 служать для виготовлення рейки згідно винаходу.

Таблиця 2

Зразок сталі	Повторне нагрівання ($^{\circ}\text{C}$)	Кінцева гаряча прокатка ($^{\circ}\text{C}$)	Обтиснення, %	$CR1$ ($^{\circ}\text{C/c}$)	$T1$ ($^{\circ}\text{C}$)	$CR2$ ($^{\circ}\text{C/c}$)	$Ac3$ ($^{\circ}\text{C}$)
I1	1250	1035	67	0,6	500	0,1	848
I2	1250	1035	67	0,6	500	0,1	817
I3	1250	1035	67	0,6	500	0,1	800

Значення $Ac3$ визначають за KASATKIN, O.G. et alii. Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel in Metal Science and Heat Treatment, 26:1-2, January-February 1984, 27-31.

В таблиці 3 наведено приклади результатів випробувань, проведених відповідно до стандартів на різних мікроскопах, таких як-от сканувальний електронний мікроскоп, для визначення мікроструктури сталі як винаходу, так і сталі порівняння в частках площі. Результати представлені тут:

Таблиця 3

Зразок сталі	Перліт %	Доевтектоїдний ферит %	Міжпластинчаста відстань в перліті (нм)
I1	95	5	125

I2	95	5	170
I3	97	3	211

Таблиця 4 ілюструє механічні властивості і магнітні властивості як сталі винаходу, так і сталей порівняння. Для визначення границі міцності на розтяг проводять випробування відповідно до стандартів NF EN ISO 6892-1/2017. Випробування з вимірювання питомого опору і проникності як для сталі винаходу, так і для сталі порівняння проводять відповідно до IEC-60404-13 і IEC-60404-4 відповідно. Випробування з вимірювання твердості як для сталі винаходу, так і сталі порівняння проводять відповідно до EN-13674. Наведені результати різних механічних випробувань, проведених відповідно до цих стандартів

Таблиця 4

Зразок сталі	TS (границя міцності) за кімнатної температури (МПа)	TS (границя міцності) при 180 °C (МПа)	HV20	Опір ($\Omega\text{мм}^2/\text{м}$)	Максимальна проникність виміряна при 4000 A/м
I1	1031	937	319	45,8	184
I2	1018	921	312	41,4	186
I3	1193	1049	350	42,3	170