

Винахід належить до виробництва холоднокатаних та відпалених листів зі сталей, відомих як «двофазні» стали, які мають високу міцність і пластичність, для виробництва деталей за допомогою формування, зокрема в автомобільній промисловості.

Двофазні стали, структура яких містить мартенсит і, можливо, деяку кількість бейніту у феритній матриці, знайшли широке застосування завдяки тому, що вони поєднують в собі високу міцність з високою здібністю до деформації. В момент їх отримання їх межа текучості є відносно низькою в порівнянні з їх міцністю на розрив, що додає їм при операціях формування дуже сприятливе відношення межі текучості/міцність. Їх здатність нагартуватися є дуже високою, що забезпечує хороший розподіл деформації при зіткненні і набагато вищу ударну в'язкість деталей після формування. Таким чином, можуть бути виготовлені деталі того ж ступеня складності, що і отримувані зі звичайних сталей, але з кращими механічними властивостями, що дозволяє здійснювати зменшення товщини для досягнення тих же самих технічних характеристик. Таким чином сталі винаходу є ефективними відносно вимоги полегшення матеріалу і безпеки. В області гарячекатаних (з товщиною, наприклад, від 1 до 10 мм) і холоднокатаних (з товщиною, наприклад, від 0,5 до 3 мм) листів зазначений тип сталі особливо застосовний для конструкційних деталей і деталей безпеки для моторизованих транспортних засобів, таких як поперечина, бічні деталі, що підсилюють деталі або навіть штамповані сталеві колеса.

Змінені вимоги до легкості і зниження енергоспоживання привели до підвищеного споживання з дуже високою міцністю двофазної сталі, що володіє, тобто стали з механічною міцністю R_m від 980 до 1100 МПа. Разом з таким рівнем міцності ці сталі повинні володіти хорошою зварюваністю і хорошою здібністю до цинкування методом безперервного гарячого занурення. Ці сталі повинні також володіти хорошою здатністю піддаватися вигину.

Виробництво тих, що володіють дуже високою міцністю двофазних сталей описане, наприклад, в документі EP 1201780 A1, що відноситься до сталей, що має склад, мас. %: 0,01-0,3 C, 0,01-2 Si, 0,05-3 Mn, з 0,1% P, <0,01 S і 0,005-1 Al, механічна міцність яких більше 540 МПа і які володіють хорошими втомною міцністю і ступенем роздачі отворів. Проте в більшій частині представлених в цьому документі прикладів повідомляється про міцність нижче 875 МПа. Рідкісні приклади в цьому документі, в яких указується вища міцність, відносяться до сталей з високим вмістом вуглецю (0,25 або 0,31 мас. %), зварюваність і ступінь роздачі отворів яких є незадовільними.

У документі EP 0796928 A1 також описуються холоднокатані двофазні сталі, міцність яких вище 550 МПа, що мають склад мас. %: 0,05-0,3 C, 0,8-3 Mn, 0,4-2,5 Al і 0,01-0,2 Si. Феритна матриця містить мартенсит, бейніт і/або залишковий аустеніт. Приведені приклади показують, що міцність не перевищує 660 МПа навіть при високому вмісті вуглецю (0,20-0,21 мас. %).

У документі JP 11350038 описуються двофазні сталі, міцність яких вище 980 МПа, що мають склад, мас. %: 0,10-0,15 C, 0,8-1,5 Si, 1,5-2,0 Mn, 0,01-0,05 P, менше 0,005 S, 0,01-0,07 Al в розчині і менше 0,01 N, що містять також один або більш з наступних елементів: 0,001-0,02 Nb, 0,001-0,02 V і 0,001-0,02 Ti. Високу міцність, проте, отримують за рахунок великих добавок кремнію, який, як відомо, дає можливість утворенню мартенситу, але може, проте, приводити до утворення поверхневих оксидів, що негативно впливає на можливість нанесення покриттів методом занурення.

Завданням даного винаходу є створення способу виробництва листів двофазної сталі, дуже високою міцністю, що є, холоднокатаною, без покриття або з покриттям, що не володіє названими вище недоліками.

Метою винаходу є отримання листів двофазної сталі, з механічною міцністю, що має, від 980 до 1100 МПа разом з подовженням при розриві більшому 9% і хорошу здібність до формування, особливо хорошу здібність до вигину.

Метою винаходу також є створення способу виробництва, при якому невеликі зміни параметрів не приводять до серйозних змін в мікроструктурі або в механічних властивостях.

Метою винаходу є також отримання сталевих листів, легко вироблюваного за допомогою холодної прокатки або іншими словами, твердість якого після операції гарячої прокатки обмежена в такому ступені, що напруження прокатки на стадії холодної прокатки залишається помірною.

Метою винаходу є також отримання сталевих листів, на який може бути нанесене металеве покриття, зокрема цинкуванням за допомогою звичайних вживаних методів гарячого занурення.

Метою винаходу є також отримання сталей, з хорошою зварюваністю, зі застосуванням звичайних методів, таких як точкова зварка опором.

Метою винаходу є також створення економічного способу виробництва, що не вимагає додавання дорогих легуючих елементів.

Для досягнення зазначеної мети запропонований холоднокатаний і відпалений лист двофазної сталі, що має міцність, від 980 до 1100 МПа і що характеризується подовженням при розриві вище 9 %, композиція якої включає мас. %: $0,055 \leq C \leq 0,095$, $2 \leq Mn \leq 2,6$, $0,005 \leq Si \leq 0,35$, $S \leq 0,005$, $P \leq 0,050$, $0,1 \leq Al \leq 0,3$, $0,05 \leq Mo \leq 0,25$, $0,2 \leq Cr \leq 0,5$ за умови, що $Cr+2Mo \leq 0,6$, $Ni \leq 0,1$, $0,010 \leq Nb \leq 0,040$, $0,010 \leq Ti \leq 0,050$, $0,0005 \leq B \leq 0,0025$ і $0,002 \leq N \leq 0,007$, останнє - залізо і неминучі домішки, що виникають при плавці.

Композиція сталі переважно містить, мас.% $0,10 \leq Al \leq 0,25$.

Згідно з одним з переважних варіантів здійснення, композиція сталі містить, мас.%: $0,10 \leq Si \leq 0,30$.

Композиція сталі переважно містить $0,15 \leq Si \leq 0,28$.

Згідно з одним з переважних варіантів здійснення, композиція сталі містить $P \leq 0,015$.

Мікроструктура сталевих листів переважно містить фракцію мартенситу, що становить 35-50 % площ поверхні.

Згідно з одним з конкретних варіантів здійснення, частина мікроструктури, що залишилася, складається з фракції фериту, рівної 50-65 % площ поверхні.

Згідно з іншим конкретним варіантом здійснення, частина мікроструктури, що залишилася, складається з фракцій бейніту, 1-10 % і фериту, 40-64 %.

Відношення поверхневої частки нерекристалізованого фериту до всієї феритної фази переважно менше або рівне 15%.

Сталевий лист переважно характеризується наступним відношенням межі текучості міцності R_e до міцності R_m : $0,6 \leq R_e/R_m \leq 0,8$.

Згідно з одним з конкретних варіантів здійснення, лист піддається безперервному цинкуванню.

Згідно з іншим конкретним варіантом здійснення, лист включає цинкове покриття, що відпалює.

Іншим предметом винаходу є спосіб виробництва холоднокатаного і відпаленого листа двофазної сталі, який відрізняється тим, що отримують сталь, що має зазначений вище склад, після чого:

- сталь відливають в напівфабрикат, потім:
- температуру напівфабрикату доводять до $1150^\circ\text{C} \leq T_R \leq 1250^\circ\text{C}$, після чого:
- напівфабрикат піддають гарячому плющенню при температурі кінця прокатки $T_{FL} \leq A_{r3}$, отримуючи гарячекатаний продукт, після чого:
- гарячекатаний продукт змотують в рулон при температурі $500^\circ\text{C} \leq T_{bob} \leq 570^\circ\text{C}$, після чого:
- гарячекатаний продукт очищають від окалини і проводять холодне прокатування при обтисненні від 30 до 80%, з отриманням холоднокатаного продукту, після чого:
- холоднокатаний продукт нагрівають зі швидкістю $1^\circ\text{C}/\text{с} \leq V_C \leq 5^\circ\text{C}/\text{с}$ до температури відпалювання T_M , визначеною як $A_{c1} + 40^\circ\text{C} \leq T_M \leq A_{c3} - 30^\circ\text{C}/\text{с}$, при якій продукт витримують протягом часу: $30 \text{ с} \leq t_M \leq 300 \text{ с}$, отримуючи в результаті нагрітий і відпалений продукт зі структурою, що містить аустеніт, після чого:
- продукт охолоджують до температури нижче M_s зі швидкістю V достатньо високою для перетворення всієї кількості аустеніту на мартенсит.

Ще одним предметом винаходу є спосіб виробництва холоднокатаного, відпаленого і оцинкованого листа двофазної сталі, який відрізняється тим, що отримують нагрітий і відпалений продукт зі структурою, що містить аустеніт, як описане вище, після чого:

- нагрітий і відпалений продукт охолоджують зі швидкістю V_R достатньо високою для запобігання перетворенню аустеніту у ферит до тих пір, поки не буде досягнута температура близька до температури T_{Zn} цинкування методом гарячого занурення, після чого:
- продукт піддають безперервному цинкуванню зануренням у ванну з цинком або сплавом Zn при температурі $450^\circ\text{C} \leq T_{Zn} \leq 480^\circ\text{C}$, отримуючи оцинкований продукт, після чого:
- оцинкований продукт охолоджують до температури навколишнього середовища зі швидкістю V'_R , вищою $4^\circ\text{C}/\text{с}$, отримуючи холоднокатаний, відпалений і оцинкований сталевий лист.

Ще одним предметом винаходу є спосіб виробництва холоднокатаного і оцинкованого листа двофазної сталі, який відрізняється тим, що отримують нагрітий і відпалений продукт зі структурою, що містить аустеніт, як описане вище, після чого:

- нагрітий і відпалений продукт охолоджують зі швидкістю V_R , достатньо високою для запобігання перетворенню зазначеного аустеніту у ферит до тих пір, поки не буде досягнута температура, близька до температури T_{Zn} цинкування методом гарячого занурення, після чого:
- продукт піддають безперервному цинкуванню зануренням у ванну з цинком або сплавом Zn при температурі $450^\circ\text{C} \leq T_{Zn} \leq 480^\circ\text{C}$, отримуючи оцинкований продукт, після чого:
- оцинкований продукт нагрівають до температури T_G від 490 до 550°C протягом часу t_g від 10 до 40 с, отримуючи оцинкований і відпалений продукт, після чого:
- відпалений і оцинкований продукт охолоджують до температури навколишнього середовища зі швидкістю V''_R , вищою за $4^\circ\text{C}/\text{с}$, отримуючи холоднокатаний відпалений і оцинкований сталевий лист.

Ще одним предметом винаходу є спосіб виробництва згідно однієї з приведених вище умов, який відрізняється тим, що температура T_M лежить в межах від 760 до 830°C .

Згідно з одним з конкретних варіантів здійснення, швидкість охолодження V_R вища або дорівнює $15^\circ\text{C}/\text{сек}$.

Ще одним предметом винаходу є застосування описаного вище сталевих листів або виготовленого способом, зазначеним вище, для виробництва конструкційних деталей або деталей

безпеки для моторизованих транспортних засобів.

Інші особливості і переваги винаходу будуть показані в приведеному нижче описі, представленою як приклад з посиланнями на фігури, що додаються, з яких:

Fig. 1 - приклад мікроструктури сталевих листів згідно винаходу.

Fig. 2 і 3 - приклади мікроструктур сталевих листів не згідно винаходу.

Далі винахід описується детальніше, але без обмеження його об'єму, при різних елементах винаходу.

Якщо говорити про хімічний склад сталі, важливу роль в утворенні мікроструктури грає вуглець, який впливає на механічні властивості: нижче 0,055 мас. % - міцність недостатня. Вище 0,095 мас. % - подовження на 9% не може бути гарантоване. Погіршується також і зварюваність.

На додаток до зміцнюючого ефекту, обумовленого наявністю твердого розчину, марганець покращує зміцнюваність і зменшує виділення карбідів. Для набуття необхідних механічних властивостей мінімальний необхідний вміст марганцю рівний 2 мас. %. Проте при більш ніж 2,6 мас. % марганцю його здатність утворювати гамма-залізо призводить до виникнення дуже вираженої зонної структури.

Кремній є елементом, який сприяє розкислюванню рідкої сталі і зміцненню в твердому розчині. Цей елемент грає також важливу роль в утворенні мікроструктури шляхом запобігання виділенню карбідів і посилення утворення мартенситу, який є компонентом структури двофазних сталей. Кремній надає значний ефект при вмісті вище 0,005 мас. %. Крім того, кремній в кількості більше 0,10 мас. %, переважно більше 0,15 мас. %, дозволяє досягати вищих рівнів міцності, які є метою винаходу. Проте з підвищенням вмісту кремнію погіршується здатність до сприйняття покриттів зануренням в результаті посилення утворення оксидів, що пристають до поверхні продуктів. Щоб отримати хорошу покривальну здатність, вміст кремнію повинний бути обмежений до 0,35 мас. % і, переважно, до 0,30 мас. %. Кремній погіршує також зварюваність: його вміст нижче 0,28 мас. % забезпечує дуже хорошу зварюваність і у той же час хорошу покривальну здатність.

При вмісті сірки більше 0,005 мас. % пластичність знижена через присутність надлишку сульфідів, таких як MnS , який знижує пластичність, зокрема у випробуваннях на роздачу отворів.

Фосфор є елементом, який зміцнює в твердому розчині, але погіршує зварюваність при точковому зварюванні і гарячу пластичність, зокрема через тенденції фосфору до сегрегації на межах зерен або сумісної сегрегації з марганцем. З цих причин для отримання хорошої зварюваності при точковому зварюванні вміст фосфору повинний бути обмежений до 0,050 мас. %, переважно до 0,015 мас. %.

Алюміній грає важливу роль у винаході завдяки тому, що він запобігає виділенню карбідів і підсилює утворення мартенситних компонентів при охолодженні. Ці ефекти отримують при вмісті алюмінію більше 0,1% і переважно, коли вміст алюмінію більший 0,12%.

Алюміній у вигляді AlN обмежує зростання зерен під час відпалювання після холодної прокатки. Цей елемент використовується також для розкислювання рідкої сталі в кількості, звичайно меншій приблизно 0,050 мас. %. На практиці зазвичай вважають, що вищий вміст підсилює ерозію жаростійких матеріалів і підвищує небезпеку забивання сопел. У надмірних кількостях алюміній зменшує гарячу пластичність і підвищує вірогідність дефектів, що виникають при безперервному розливанні. З метою забезпечення задовільних характеристик розтягування робилися також зусилля, направлені на обмеження включень оксиду алюмінію, зокрема у вигляді кластерів. Авторі винаходу показали що, у поєднанні з іншими елементами композиції, алюміній в кількості до 0,3 мас. % міг би бути доданий без якого-небудь негативного впливу на інші задані властивості, що зокрема мають відношення до пластичності та міг би при цьому сприяти отриманню потрібних мікроструктури і механічних властивостей. При вмісті більше 0,3 мас. % є небезпека взаємодії між рідким металом і шлаком при безперервному розливанні, що може привести до появи дефектів. Вміст алюмінію до 0,25 мас. % забезпечує утворення тонких мікроструктур без крупних мартенситних острівців, які б могли негативно впливати на пластичність.

Автори винаходу несподіваним чином виявили, що можна отримувати високий рівень міцності (від 980 до 1100 МПа) навіть не дивлячись на гранично високі добавки алюмінію і кремнію. Цього можна досягти застосуванням особливої комбінації легуючих або мікролегуючих елементів згідно винаходу, зокрема при додаванні Mo , Cr , Nb , Ti та B .

У кількості більше 0,05 мас. % молібден надає позитивний ефект на зміцнюваність і перешкоджає зростанню фериту і появі бейніту. Проте вміст молібдену більше 0,25 мас. % надмірно підвищує вартість добавок.

У кількості більше 0,2 мас. % хром, завдяки своєму впливу на зміцнюваність, також сприяє затримці утворення проевтектоїдного фериту. Понад же 0,5% вартість додавання хрому також стає надмірною.

Поєднаний вплив хрому і молібдену на зміцнюваність враховується у винаході згідно їх індивідуальним характеристикам. Згідно винаходу, вміст хрому і молібдену є таким, що: $Cr + (2 \times Mo) \leq 0,6$ мас. %. Коефіцієнти в цій залежності вказують на відповідний вплив кожного з цих двох елементів на зміцнюваність в цілях посилення утворення тонкої феритної структури.

Титан і ніобій є мікролегуючими елементами, використовуваними спільно згідно винаходу:

- у кількості від 0,010 до 0,050 мас. % титан з'єднується головним чином з азотом і вуглецем, внаслідок чого виділяються нітрид і/або карбонітриди. Ці осади стабільні при нагріванні сляба до 1150-1250°C перед гарячою прокаткою, що дозволяє контролювати розмір зерен аустеніту. При вмісті титану більше 0,050 мас. % існує небезпека утворення крупних нітридів титану, який виділяється з рідкого стану, проявляючи тенденцію погіршувати пластичність;

- у кількості більше 0,010 мас. % ніобій дуже ефективний відносно утворення тонких осадів Nb(CN) в аустеніті або фериті під час гарячої прокатки або під час відпалювання в інтервалі температур близькому до інтервалу міжкритичного перетворення. Ніобій гальмує рекристалізацію під час гарячої прокатки і під час відпалювання і робить мікроструктуру тоншою. Проте, оскільки надмірний вміст ніобію погіршує зварюваність, його слід обмежувати до 0,040%.

Зазначеній вище вміст титану і ніобію робить можливим повне захоплення азоту у вигляді нітриду і карбонітридів до такого ступеня, що у вільному стані опиняється бор, роблячи при цьому позитивний вплив на зміцнюваність. Вплив бору на зміцнюваність є ключовим моментом. Обмежуючи активність вуглецю, бор фактично створює можливість контролювати і обмежувати перетворення дифузних фаз (перетворення фериту або перліту при охолодженні) і утворювати зміцнюючі фази (бейніт і мартенсит), необхідні для отримання високих характеристик механічної міцності. Додавання бору, таким чином є важливим компонентом справжнього винаходу і при цьому дозволяє обмежувати додавання зміцнюючих елементів, таких як Mn, Mo і Cr, знижуючи в результаті цього собівартість стали.

Мінімальний вміст бору, що забезпечує корисну зміцнюваність, дорівнює 0,0005 мас. %. При вмісті вище 0,0025 мас. % спостерігаються вплив на піки зміцнюваності і негативний вплив на покривальну здатність і гарячу пластичність.

Щоб утворилася задовільна кількість нітриду і карбонітридів, необхідний мінімальний вміст азоту 0,002 мас. %. Щоб запобігти утворенню BN, який би знижував кількість вільного бору, необхідного для зміцнення фериту, слід обмежувати вміст азоту 0,007 мас. %.

Для додаткового зміцнення фериту можливе додавання відповідної кількості нікелю. Проте з вартісних міркувань ця кількість обмежується до 0,1 мас. %.

Здійснення способу виробництва прокатоного листа згідно винаходу включає наступні послідовні операції:

- отримують сталь, що має склад згідно винаходу; і
- проводять розливання цієї сталі в напівфабрикат.

Це розливання можна проводити або в злитки, або, безперервно, у вигляді слябів з товщиною близько 200 мм. Розливання можна також проводити у вигляді тонких слябів завтовшки в декілька десятків міліметрів або тонких смуг між сталевих валків, що обертаються назустріч один з одним.

Відлиті напівфабрикати доводять спочатку до температури T_R вище 1150°C, внаслідок чого кожна їх точка досягає температури, сприятливої для крупних деформацій, яким сталь буде піддана під час прокатки.

Проте якщо температура T_R дуже висока, аустенітні зерна ростуть небажаним чином. У цьому температурному інтервалі єдиними осадами, які можуть ефективно контролювати розмір зерна аустеніту є нітрид титану і, щоб на цій стадії зберігати малий розмір зерна аустеніту, температуру нагрівання слід обмежувати до 1250°C.

Зрозуміло, в разі прямого розливання тонких слябів або тонких смуг між сталевих валків, що обертаються назустріч один з одним, операція гарячої прокатки для цих напівфабрикатів, починаючи з температури вище 1150°C, може проводитися безпосередньо після розливання, завдяки чому в цьому випадку необхідність в проміжній стадії нагрівання відсутня.

Напівфабрикат піддають гарячій прокатці в температурному інтервалі, у якому структура сталі є повністю аустенітною: якщо T_F нижче за температуру початку перетворення аустеніту при охолодженні (A_{23}), зерна фериту нагартовуються в результаті прокатки і пластичність погіршується. Переважним є вибирати температуру кінця прокатки вище 850°C.

Підданій гарячій прокатці продукт після цього змотують в рулон при температурі T_{bob} від 500 до 550°C: цей температурний інтервал дозволяє досягати повного перетворення бейніту в процесі майже ізотермічної витримки при операції змотування в рулон. Цей інтервал сприяє виникненню такої морфології опадів Ti і Nb, яка є достатньо тонкою, щоб скористатися зміцнюючою здатністю цих осадів на подальших стадіях даного способу виробництва. Температура змотування в рулон вище 570°C призводить до утворення крупніших осадів, коалесценція яких під час безперервного відпалювання значно знижує продуктивність.

Якщо ж температура змотування в рулон дуже низька, твердість продукту підвищується, що збільшує зусилля, яке необхідне при подальшій холодній прокатці.

Продукт після гарячої прокатки очищають від окалини, використовуючи для цього який-небудь відомий спосіб і потім проводять холодну прокатку до обтискання переважно від 30 до 80 %.

Після цього холоднокатаний продукт нагрівають, переважно на установці безперервного відпалювання, при середній швидкості нагрівання V_c від 1 до 5°C/сек. У поєднанні з температурою

відпалювання нижче T_M такий діапазон швидкостей нагрівання дає нерекристалізовану феритну фракцію, меншу або рівну 15 %.

Нагрівання проводиться при температурі відпалювання T_M від температури A_{c1} (температура початку алотропного перетворення при нагріванні) + 40°C до A_{c3} (температура кінця алотропного перетворення при нагріванні) – 30°C, тобто у специфічному міжкритичному температурному інтервалі, коли T_M нижче ($A_{c1}+40^\circ\text{C}$), структура може також включати зони нерекристалізованого фериту, частка якого може досягати 15 % площі поверхні. Ця частка нерекристалізованого фериту розраховується таким чином: після ідентифікації феритної фази в мікроструктурі кількісно визначається відношення процентного вмісту нерекристалізованого фериту на площі поверхні до всієї феритної фази. Авторами винаходу показано, що ці нерекристалізовані зони роблять негативний вплив на пластичність і не дозволяють отримувати характеристики, що складають мету винаходу. Температура відпалювання (T_M) згідно винаходу забезпечує достатньо аустеніту для утворення при подальшому охолодженні мартенситу в такій кількості, при якій можна мати задані характеристики. Температура T_M нижче ($A_{c3}-30^\circ\text{C}$) також гарантує те, що вміст вуглецю в острівцях аустеніту, що утворюється при температурі T_M , дійсно, призводить до подальшого перетворення мартенситу: якщо температура відпалювання дуже висока, вміст вуглецю в острівцях аустеніту стає дуже низьким, що призводить до подальшого несприятливого перетворення на бейніт або перліт. Більш того, дуже висока температура призводить до збільшення розміру осадів ніобію, які частково втрачають свою зміцнюючу здатність. В результаті цього знижується кінцева механічна міцність. З цієї причини температуру T_M слід вибирати переважно в межах від 760 до 830°C.

Мінімальний час витримки t_M , рівний 30 с при температурі T_M забезпечує розчинення карбідів при частковому перетворенні на аустеніт. Після закінчення 300 с ефект досягає піку. Час витримки більше 300 с не сумісний з вимогами до продуктивності установок безперервного відпалювання, зокрема до швидкості проходження. Час витримки t_M складає від 30 до 300 с.

Подальші операції способу розрізняються залежно від того, чи виробляється сталевий лист без покриття, сталевий лист, оцинкований методом безперервного гарячого занурення, або відпалений і оцинкований сталевий лист:

- у першому випадку в кінці часу витримки для відпалювання проводиться охолодження до температури нижче за температуру M_s (температури початку утворення мартенситу) зі швидкістю охолодження V , достатньо високою для того, щоб весь аустеніт, що утворився під час відпалювання, перетворився на мартенсит.

Це охолодження може проводитися, починаючи з температури T_M , в одну або більше стадії, при використанні в іншому випадку різних способів охолодження, таких як ванни з холодною або киплячою водою, водяні або газові струмені. Ці можливі способи прискореного охолодження можуть комбінуватися з метою отримання повного перетворення аустеніту в мартенсит. Після перетворення цього мартенситу сталевий лист охолоджують до температури навколишнього середовища.

Мікроструктура охолодженої сталі без покриття складається після цього з феритної матриці з острівцями мартенситу, частка якого складає від 35 до 50 % площі поверхні і який не містить бейніту.

- якщо передбачається виробляти сталь, оцинковану методом безперервного гарячого занурення, то в кінці часу витримки для відпалювання продукт охолоджують до досягнення температури, близької до температури цинкування методом гарячого занурення (T_{zn}), і при цьому швидкість охолодження V_R достатньо висока, щоб запобігти перетворенню аустеніту у ферит. Для цього швидкість охолодження V_R переважно перевищує 15°C/с. Цинкування методом гарячого занурення проводиться зануренням у ванну з цинком або цинковим сплавом, температура яких T_{zn} складає від 450 до 480°C. На цій стадії відбувається часткове перетворення аустеніту на бейніт, що призводить до утворення бейніту в кількості від 1 до 10 % від площі поверхні. Щоб обмежити частку бейніту 10 %, час витримки у зазначеному інтервалі температур повинен бути менший 80 с. Після виходу з цинкової ванни оцинкований продукт охолоджується зі швидкістю V'_R , більшою 4°C/с до температури навколишнього середовища для повного перетворення залишкового аустеніту в мартенсит. Таким шляхом отримують холоднокатаний відпалений і оцинкований сталевий лист, поверхня якого містить 40-64 % фериту, 35-50 % мартенситу і 1-10 % бейніту. Якщо передбачається виробляти холоднокатаний, оцинкований відпалений, так званий леговано-оцинкований двофазний сталевий лист, то в кінці часу для відпалювання продукт охолоджують до досягнення температури, близької до температури цинкування методом гарячого занурення (T_{zn}) і при цьому швидкість охолодження V_R достатньо висока, щоб запобігти перетворенню аустеніту у ферит. Для цього швидкість охолодження V_R переважно перевищує 15°C/с. Цинкування методом гарячого занурення проводиться зануренням у ванну з цинком або цинковим сплавом, температура яких T_{zn} складає від 450°C до 480°C. На цій стадії відбувається часткове перетворення аустеніту на бейніт, що призводить до утворення бейніту в кількості від 1 до 10 % площі поверхні. Щоб обмежити частку бейніту 10 %, час витримки у зазначеному інтервалі температур повинен бути менший 80 с. Після виходу з цинкової ванни оцинкований продукт

нагрівається до температури T_G між 490 і 550°C протягом часу t_g від 10 до 40 с. Наслідком цього є взаємна дифузія заліза і тонкого шару цинку або цинкового сплаву, нанесеного під час занурення, внаслідок чого отримують відпалений і оцинкований продукт. Цей продукт охолоджують до температури навколишнього середовища зі швидкістю V''_R , більшою 4°C/с. Цим шляхом отримують оцинкований сталевий лист з феритною матрицею, що містить 40-64 % фракцій фериту, 30-50 % мартенситу і 1-50 % бейніту від площі поверхні. Мартенсит, як правило, має форму острівців з середнім розміром меншим ніж чотири мікрметри, навіть два мікрметри, причому велика частина цих острівців (більше 50 %) має швидше масивну, ніж довгасту морфологію. Морфологія якого-небудь даного острівця характеризується відношенням максимального розміру L_{max} до мінімального розміру L_{min} . Який-небудь острівець розглядається, якщо має масивну морфологію, якщо відношення L_{max}/L_{min} менше або дорівнює 2.

Автори винаходу виявили також, що невеликі відхилення виробничих параметрів за винаходом, не призводять до серйозних змін в мікроструктурі або в механічних властивостях, що є перевагою для постійності характеристик виготовлених промислових виробів.

Далі винахід ілюструється з використанням приведених нижче прикладів, що не обмежують об'єм винаходу.

Приклад

Були приготовані сталі, що мають приведений в таблиці склад, виражений в масових відсотках. Разом зі сталями від IX до IZ, використаними для виготовлення листів згідно винаходу, для порівняння показаний склад сталі R, використаної для виготовлення контрольних листів.

Таблиця 1

Склади сталей (мас. %), R = контроль

Сталь	C	Mn	Si	S	P	Al	Mo	Cr	Cr+2Mo	Ni	Nb	Ti	Br	N
IX	0,071	2,498	0,275	0,003	0,011	0,150	0,104	0,304	0,512	0,022	0,039	0,025	0,0024	0,004
IY	0,076	2,430	0,3	0,003	0,012	0,120	0,09	0,33	0,51	0,030	0,024	0,024	0,0018	0,0035
IZ	0,062	2,030	0,163	0,003	0,011	0,125	0,055	0,27	0,38	0,020	0,011	0,015	0,0011	0,004
R	0,143	1,910	0,23	0,002	0,012	0,035	0,1	0,24	0,44	-	=	=	=	0,004

Підкреслені значення: не за винаходом

Відлиті напівфабрикати, відповідні приведеним вище складам нагрівали до 1230°C і потім піддавали гарячій прокатці до товщини 2,8-4 мм в інтервалі температур, в якому структура є повністю аустенітною. Умові виготовлення цих гарячекатаних продуктів (температура кінця прокатки T_F , температура змотування в рулон T_{bob}) наведені в таблиці 2.

Таблиця 2

Умови виготовлення гарячекатаних продуктів

Сталь	T_F (°C)	A_{r3} (°C)	T_{bob} (°C)
IX	890	705	530
IY	880	715	540
IZ	880	735	530
R	880	700	550

Гарячекатані продукти були після цього очищені від окалини і потім піддані холодній прокатці до товщини від 1,4 до 2 мм, що відповідає 50%-ному обтисканню. Деякі сталі одного і того ж складу були оброблені в різних умовах. Позначення IX1, IX2 і IX3 відносяться, наприклад, до трьох сталей, отриманих в різних умовах виходячи з композиції IX сталі. Листи були оцинковані методом гарячого занурення в цинковій ванні при температурі T_{Zn} , що дорівнює 460°C, а інші були піддані також обробці, цинкуванню з відпалюванням. У таблиці 3 показані виробничі умови для листів, що відпалюються після холодної прокатки:

- швидкість нагрівання V_C
- температура відпалювання T_M
- час витримки при відпалюванні t_M
- швидкість охолодження після відпалювання V_R
- швидкість охолодження після цинкування V'_R
- температура цинкування з відпалюванням T_G
- час цинкування з відпалюванням t_g
- швидкість охолодження V''_R після обробки цинкування з відпалюванням

У таблиці 3 показані також температури A_{c1} і A_{c3} .

Таблиця 3

Виробничі умови для холоднокатаних і відпалених листів

Сталевий лист	$V_c, ^\circ\text{C}/\text{c}$	$T_M, ^\circ\text{C}$	$A_{c1}-A_{c3}, ^\circ\text{C}$	t_M, c	$V_R, ^\circ\text{C}/\text{c}$	$V''_R, ^\circ\text{C}/\text{c}$	$T_G, ^\circ\text{C}$	t_g, c	$V''_R, ^\circ\text{C}/\text{c}$
1×1 винахід	2	800	710-870	90	20	18	-	-	-
1×2 винахід	2	780	710-870	90	20	18	-	-	-
1×3 посилення	2	<u>740</u>	710-870	100	17	15	-	-	-
1×4 винахід	2	800	710-870	100	20	-	520	10	10
1×5 контроль	2	<u>850</u>	710-870	100	20	-	520	10	10
1×6 контроль	2	<u>745</u>	710-870	100	20	-	520	10	10
1×7 Контроль	2	800	710-870	100	<u>10</u>	-	520	10	10
1Y1 Приклад	2	780	710-865	90	20	18	-	-	-
1Y2 Приклад	2	800	710-865	100	20	-	520	10	10
1Z Приклад	2	800	710-865	100	20	-	520	10	10
R Посилання	2	800	715-810	90	20	18	-	-	-

Підкреслені значення: не за винаходом.

У приведеній нижче таблиці 4 показано набуті механічні властивості, що відносяться до розтягування (межа текучості R_e , міцність R_m , подовження при розриві A). Показане також відношення R_e/R_m .

Визначена також мікроструктура сталей з феритною матрицею. Поверхневі долі бейніту і мартенситу кількісно визначені зі застосуванням дії реагентів Picral і LePera, відповідно і подальшого аналізу зображень за допомогою комп'ютерної програми APHELION™. Була визначена також поверхнева частка нерекристалізованого фериту з використанням оптичної мікроскопії і скануючої електронної мікроскопії, що дозволили візуально ідентифікувати феритну фазу, після чого в цій феритній фазі була кількісно визначена рекристалізована фракція. Нерекристалізований ферит існує зазвичай у вигляді острівців, розтягнутих в процесі прокатки.

Здатність до вигину була кількісно оцінена таким чином: листи згортали кілька разів, причому радіус згину з кожним разом зменшувався. Після цього оцінювали здатність до вигину, відзначаючи наявність тріщин на поверхні згорнутого блоку. Оцінку чого виражали від 1 (низька здатність до вигину) до 5 (дуже хороша здатність). Результати з оцінками 1 і 2 вважали незадовільними.

Таблиця 4

Результати, отримані на холоднокатаних і відпалених листах

Сталевий лист	Частка фериту (%)	Частка бейніту (%)	Частка мартенситу (%)	Частка нерекристалізованого фериту (%)	R_e (МПа)	R_m (МПа)	R_e/R_m	A (%)	Здатність до вигину
1×1 винахід	50	6	44	0	720	1020	0,71	11	3
1×2 винахід	52	2	46	0	680	1030	0,66	10	3
1×3 посилення	48	<u>0</u>	<u>52</u>	<u>25</u>	70	<u>1120</u>	0,62	<u>8</u>	<u>1</u>
1×4 винахід	50	8	42	0	760	1030	0,74	10	3
1×5 контроль	55	<u>12</u>	<u>33</u>	0	780	<u>950</u>	<u>0,82</u>	12	3
1×6 Контроль	46	1	<u>53</u>	<u>20</u>	750	<u>1130</u>	0,66	<u>7</u>	<u>1</u>
1×7	56	<u>11</u>	<u>33</u>	0	755	<u>955</u>	0,79	12	3

контроль									
1Y1 приклад	52	2	46	0	650	1030	0,63	13	4
1Y2 приклад	50	7	43	0	680	1020	0,67	12	4
1Z приклад	48	6	46	0	630	1025	0,61	14	4
R Контроль	<u>72</u>	3	<u>25</u>	0	490	<u>810</u>	0,60	18	<u>2</u>

Підкреслені значення: не згідно винаходу

Сталеві листи згідно винаходу мають ряд мікроструктурних і механічних характеристик, які дозволяють з успіхом виготовляти деталі, особливо для конструкційних застосувань: міцність від 980 до 1100 МПа, відношення Re/Rm від 0,6 до 0,8, подовження до розриву більше 9 %, хороша Здатність до вигину. Фіг.1 ілюструє морфологію сталевих листів IX1, в якому весь ферит рекристалізований.

Листи згідно винаходу володіють хорошою зварюваністю, зокрема зварюваністю при точковому зварюванні, при вуглецевому еквіваленті нижче 0,25. Конкретніше, струмовий інтервал для зварюваності при точковому зварюванні, визначуваний відповідно до стандарту ISO 18278-2, дуже широкий: близько 3500 А. Він збільшений в порівнянні з контрольною сталлю того ж сорту. Проведені також випробування зразків на розтягування вздовж двох взаємно перпендикулярних осей або випробування на зсув при розтягуванні на точкових зварних швах на листах згідно винаходу свідчать про те, що міцність цих точкових зварних швів дуже висока з погляду механічних властивостей.

При порівнянні з контрольними листами останні не показали таких же характеристик. Сталеві листи IX3 (оцинковані) і IX6 (відпалені і оцинковані) були відпалені при дуже низькій температурі T_m : в результаті цього нерекристалізована феритна фракція опиняється в надлишку так само, як і мартенситна фракція. Ці мікроструктурні характеристики асоціюються зі зменшеним подовженням і здатністю до вигину. Фіг.2 ілюструє мікроструктуру сталевих листів IX3: слід звернути увагу на присутність нерекристалізованого фериту у вигляді довгастих острівців (відмічені (A)), співіснуючих з рекристалізованим феритом і мартенситом, з яких останній компонент виглядає на мікрографії темнішим. На отриманій за допомогою скануючої електронної мікроскопії мікрографії (Фіг.3) зони нерекристалізованого фериту (A) чітко відрізняються від зон рекристалізованого фериту (B).

Лист IX5 є відпаленим і оцинкованим листом, який відпалений при дуже високій температурі T_m : вміст вуглецю в аустеніті при високій температурі є дуже низьким і поява бейніту посилюється за рахунок утворення мартенситу. У цьому випадку має також місце коалесценція осадів ніобію, що веде до зниження твердості. В результаті цього, оскільки відношення Re/Rm дуже велике, міцність стає незадовільною.

Лист IX7, відпалений і оцинкований, охолоджували після стадії відпалювання з дуже низькою швидкістю V_R : перетворення аустеніту, що утворюється, на ферит на цій стадії охолодження виявилось надмірним, оскільки сталевий лист містив на завершальній стадії дуже велику фракцію бейніту і дуже малу фракцію мартенситу, що призводить до незадовільної міцності.

Склад сталевих листів R не відповідає винаходу, оскільки вміст вуглецю в ньому дуже високий, а вміст в ньому марганцю, алюмінію, ніобію, титану і бору дуже низький. З цієї причини фракція мартенситу дуже мала, внаслідок чого механічна міцність незадовільна.

Сталеві листи згідно з винаходом будуть з успіхом використані для виробництва конструкційних деталей та деталей безпеки в автомобільній промисловості.

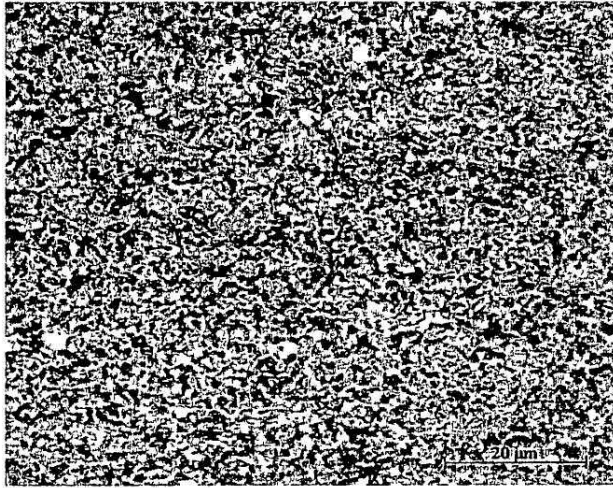


Fig. 1

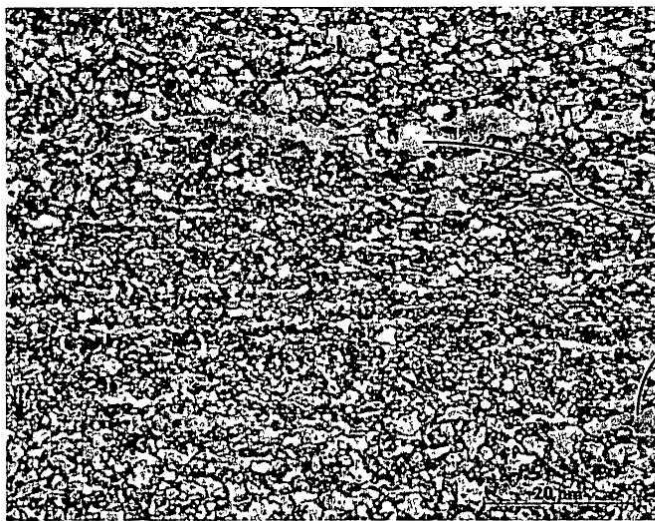


Fig. 2

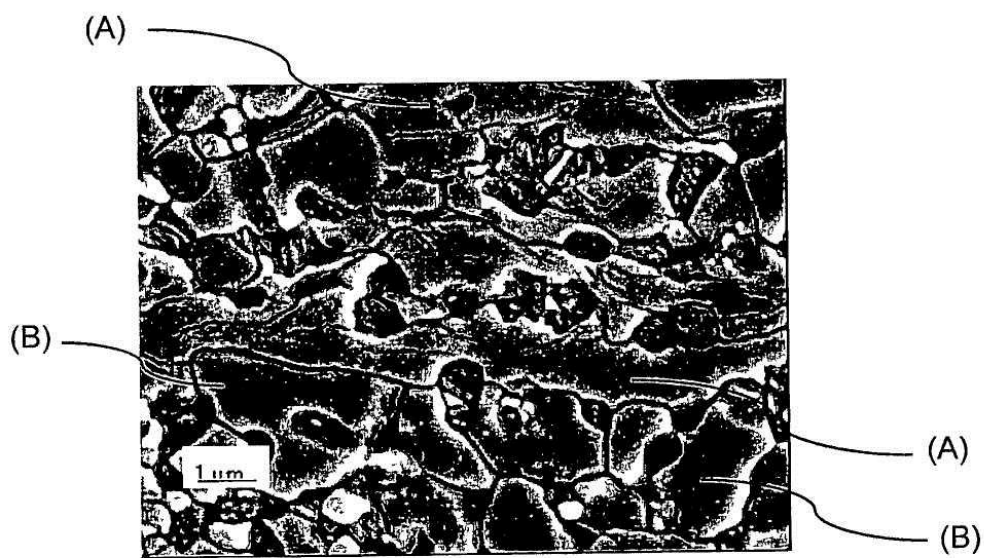


Fig. 3