

Цей винахід відноситься до холоднокатаного сталевих листа з високою міцністю і високою формовністю, який має границю міцності на розтяг не менше 950 МПа і коефіцієнт збільшення отвору більше 56 %, який підходить для використання в якості сталевих листа для транспортних засобів.

Автомобільні деталі необхідні для задоволення двох суперечливих вимог, а саме, простоті формування і міцності, але в останні роки третя вимога стосовна зниження витрати пального також висувається до автомобілів з урахуванням глобальних екологічних проблем. Таким чином, тепер автомобільні деталі повинні бути виготовлені з матеріалу з високою формовністю, щоб відповідати критеріям простоти в складному автомобільному складанні і одночасно повинні підвищувати міцність для безпеки при аварії і довговічності автомобіля при одночасному зниженні ваги автомобіля для покращення ефективності витрати палива.

Тому проводяться інтенсивні дослідження і розробки, щоб зменшити кількість матеріалу, використовуваного в автомобілі, за рахунок збільшення міцності матеріалу. В свою чергу, збільшення міцності сталевих листів знижує формовність, і, таким чином, розробка матеріалів, які мають як високу міцність, так і високу формовність, є необхідною.

Попередні дослідження і розробки в галузі високоміцних сталевих листів з високою формовністю привели до створення декількох способів виробництва високоміцних сталевих листів з високою формовністю, деякі з яких перелічені в цьому описі для оцінки цього винаходу:

JP 2012111978 являє собою патент, який стосується високоміцного холоднокатаного сталевих листа, що має склад C: 0,05-0,3 %, Si: 0,01-3,0 %, Mn: 0,5-3 %, Al: 0,01-0,1 %, решта Fe і випадкові домішки, який складається з фериту і відпущеного мартенситу як основного компонента, але така сталь не може досягати коефіцієнта збільшення отвору більше 50 %.

EP 2971209 являє собою патент, який відноситься до високоміцної гарячеоцинкованої багатофазної сталевих смуги, яка має покращену формовність для використання в автомобільній промисловості, яка має обов'язковий елементний склад C: 0,13-0,19 %, Mn: 1,70-2,50 %, Si: 0-0,15 %, Al: 0,40-1,00 %, Cr: 0,05-0,25 %, Nb: 0,01-0,05 %, P: 0-0,10 %, Ca: 0-0,004 %, S: 0-0,05 %, N: 0-0,007 % решта Fe і неминучі домішки, в якому $0,40 \% < Al+Si < 1,05 \%$ і $Mn+Cr > 1,90 \%$, і має багатофазову мікроструктуру, яка включає в об'ємних відсотках, 8-12 % залишкового аустеніту, 20-50 % бейніту, менше 10 % мартенситу, решту становить ферит, але виданий патент не може забезпечити границю міцності на розтяг вище 900 МПа.

Відомий рівень техніки, що відноситься до виготовлення сталевих листів з високою міцністю і високою формовністю, має той або інший недолік, тому виникає потреба в сталевому холоднокатаному листі, який володіє високою міцністю і високою формовністю, а також в способі його виготовлення.

Мета цього винаходу полягає в тому, щоб вирішити ці проблеми, зробивши доступними холоднокатані сталеві листи, які одночасно мають:

- границю міцності на розтяг більшу або рівну 950 МПа і переважно вище 980 МПа або навіть вище 1000 МПа,
- загальне подовження більше або рівне 8 %,
- коефіцієнт збільшення отвору 56 % або більше, переважно 57 % або більше.

В переважному здійсненні сталевий лист, згідно винаходу, може мати значення границі плинності не менше 750 МПа.

Переважно така сталь може мати хорошу придатність для формування, зокрема для прокатки, з хорошою зварюваністю і здатністю до покриття.

Інша мета цього винаходу також полягає в тому, щоб надати спосіб виготовлення цих листів, сумісний із звичайними промисловими застосуваннями, і водночас стійкий до змін виробничих параметрів.

Інші характеристики і переваги винаходу стануть очевидними з подальшого докладного опису винаходу.

Вуглець присутній в сталі у кількості 0,09-0,15 %. Вуглець є елементом, необхідним для підвищення міцності сталевих листа за рахунок утворення фази низькотемпературного перетворення, такої як мартенсит. Вміст менше 0,09 % не дозволяє забезпечити достатню кількість мартенситу, тим самим знижуючи міцність і пластичність. З іншого боку, при вмісті вуглецю більше 0,15 відбувається значне зміцнення зони зварювання і навколо шовної зони, що погіршує механічні властивості зони зварювання. Переважна границя вмісту вуглецю становить 0,1-0,14 %, більш переважно 0,1-0,13 %.

Вміст марганцю сталі за цим винаходом становить 1,8-2,5 %. Марганець є елементом, що надає міцність за рахунок твердорозчинного зміцнення. Була знайдена кількість марганцю, щонайменше 1,8 % мас. для забезпечення міцності і прожарювання сталевих листа. Таким чином, переважний вищий відсоток марганцю, такий як-от 1,9-2,4 %, а більш переважна границя становить 2,0-2,3 %. Але коли вміст марганцю перевищує 2,5 %, це призводить до несприятливих ефектів, таких як уповільнення перетворення аустеніту на мартенсит при охолодженні після відпалу, що призводить до зниження міцності. Більш того, вміст марганцю вище 2,5 % також знижує зварюваність цієї сталі.

Кремній є важливим елементом для сталі цього винаходу. Вміст кремнію становить 0,2-0,7 %. Кремній додають в сталь цього винаходу для надання міцності за рахунок твердорозчинного зміцнення. Кремній відіграє роль у формуванні мікроструктури, відвертаючи виділення карбідів і сприяючи утворенню мартенситу. Але коли вміст кремнію перевищує 0,7 %, властивості поверхні і зварюваність сталі погіршуються, тому вміст кремнію переважно становить 0,3-0,7 %, а більш переважно 0,4-0,6 %.

Вміст алюмінію в сталі цього винаходу становить 0,01-0,1 %. Алюміній додають для розкиснення сталі цього винаходу. Алюміній є альфагенним елементом, а також уповільнює утворення карбідів. Це може підвищити формовність і пластичність сталі. Для одержання такого ефекту необхідний вміст алюмінію не менше 0,01 %. Однак, коли вміст алюмінію перевищує 0,1 %, точка Ас₃ перевищує прийнятне значення, однофазний аустеніт дуже важко одержати у промислових масштабах, тому гаряча прокатка в повністю аустенітній області неможлива. Тому вміст алюмінію не повинен перевищувати 0,1 %. Переважна границя вмісту алюмінію становить 0,01-0,08 %, а більш переважно 0,01-0,05 %.

Вміст фосфору в сталі цього винаходу обмежений 0,09 %. Фосфор є елементом, який забезпечує твердорозчинне зміцнення, а також перешкоджає утворенню карбідів. Тому невелика кількість фосфору, щонайменше 0,002 % може бути корисною, але фосфор також має свої негативні ефекти, такі як-от зниження придатності до точкового зварювання і гарячої пластичності, зокрема, через його схильність до сегрегації на границях зерен або спільної сегрегації з марганцем. За цих причин його вміст переважно обмежений максимальним значенням 0,02 %.

Сірка не є необхідним елементом, але може міститися в сталі як домішка. Вміст сірки переважно має бути настільки низьким, наскільки це можливо, але становить не більше 0,09 %, а переважно не більше 0,01 % з погляду на виробничі витрати. Крім того, якщо в сталі є більш високий вміст сірки, вона взаємодіє з утворенням сульфідів, особливо з Mn і Ti, і знижує їх позитивний ефект у цьому винаході.

Вміст азоту обмежений 0,09 %, щоб уникнути старіння матеріалу, азот утворює нітриди, які надають міцності сталі цього винаходу шляхом дисперсійного зміцнення з ванадієм і ніобієм, але коли вміст азоту перевищує 0,09 %, він може утворювати велику кількість нітридів алюмінію, які шкідливі для сталі цього винаходу, отже, переважна верхня границя вмісту азоту становить 0,01 %.

Ніобій є необов'язковим елементом, який можна додавати до сталі у кількості до 0,1 %, переважно 0,001-0,1 %. Він підходить для формування карбонітридів для надання міцності сталі винаходу шляхом дисперсійного зміцнення. Оскільки ніобій затримує рекристалізацію при нагріванні, мікроструктура, яка формується наприкінці температурного витримування і, як наслідок, після повного відпалу є більш дрібною, що призводить до зміцнення продукту. Але коли вміст ніобію перевищує 0,1 %, кількість карбонітридів не є придатною для цього винаходу, оскільки велика кількість карбонітридів має тенденцію знижувати пластичність сталі.

Титан є необов'язковим елементом, який може бути доданий до сталі цього винаходу у кількості до 0,1 %, переважно 0,001-0,1 %. Як і ніобій, він входить до складу карбонітридів, тому відіграє роль у зміцненні. Але він також бере участь в утворенні TiN, який виникає при затвердінні виливки. Таким чином, кількість Ti обмежена 0,1 %, щоб уникнути крупнозернистого TiN, який негативно впливає на коефіцієнт збільшення отвору. Якщо вміст титану нижче 0,001 %, він не впливає на сталь цього винаходу.

Вміст хрому в сталі цього винаходу становить 0-1 %. Хром є необов'язковим елементом, який забезпечує міцність і зміцнення сталі, але при використанні понад 1 % погіршує чистоту поверхні сталі.

Молібден є необов'язковим елементом, який становить 0-1 % в сталі цього винаходу; молібден підвищує прожарюваність сталі цього винаходу і впливає на перетворення аустеніту на ферит і бейніт під час охолодження після відпалу. Проте додавання молібдену надмірно збільшує вартість додавання легуючих елементів, так що з економічних причин його вміст обмежений 1 %.

Ванадій є необов'язковим елементом, який може бути доданий до сталі цього винаходу у кількості до 0,1 %, переважно 0,001-0,01 %. Як і ніобій, він входить до складу карбонітридів, тому відіграє роль у зміцненні. Але він, також, бере участь і в утворенні VN, який виникає при затвердінні виливки. Кількість V обмежена 0,1 %, щоб уникнути крупнозернистого VN, який негативно впливає на коефіцієнт збільшення отвору. Якщо вміст ванадію нижче 0,001 %, це не впливає на сталь цього винаходу.

Кальцій є необов'язковим елементом, який може бути доданий до сталі цього винаходу у кількості до 0,005 %, переважно 0,001-0,005 %. Кальцій додають в сталь цього винаходу як необов'язковий елемент, особливо під час модифікування вклучень. Кальцій сприяє рафінуванню сталі, знижуючи вміст шкідливої сірки шляхом її глобулізації.

Інші елементи, такі як-от церій, бор, магній або цирконій, можна додавати окремо або разом в комбінації в таких пропорціях: $\text{Ce} \leq 0,1 \%$, $\text{B} \leq 0,01 \%$, $\text{Mg} \leq 0,05 \%$ і $\text{Zr} \leq 0,05 \%$. До зазначених максимальних рівнів вмісту ці елементи дозволяють подрібнювати зерно при затвердінні. Цей

винахід не передбачає додавання міді і нікелю, але ці елементи можуть бути присутніми у вигляді залишків до 0,1 % окремо або у сукупності.

Решта складу сталі складається із заліза і неминучих домішок, які утворюються в результаті обробки.

Мікроструктура сталевих листів відповідно винаходу включає в частках площі 65-85 % відпущеного мартенситу, 0 % і 5 % залишкового аустеніту і 15-35 % сукупної кількості бейніту і фериту. Відпущений мартенсит складає матричну фазу сталі цього винаходу.

Відпущений мартенсит становить в частках площі 65-85 % мікроструктури. Відпущений мартенсит формується з мартенситу, який утворюється під час другої стадії охолодження після відпалу і, зокрема, нижче за температуру M_s і, зокрема, між M_s-50 °C і 20 °C. Такий мартенсит потім відпускають під час витримання при температурі відпускання між 150 °C і 400 °C. Мартенсит в цьому винаході надає сталі пластичності і міцності. Переважно вміст мартенситу становить 65-80 %, а більш переважно 68-78 %.

Бейніт і ферит разом присутні в сталі у кількості 15-35 %. У переважному здійсненні діапазон сукупності кількості фериту і бейніту становить 20-35 %, а більш переважно 22-32 %.

Феритна складова покращує властивості сталі цього винаходу, зокрема стосовно подовження і коефіцієнта збільшення отвору, оскільки ферит являє собою м'яку і за своєю природою пластичну складову. Цей ферит здебільшого утворюється на першій стадії охолодження після відпалу. У переважному здійсненні ферит може бути присутнім у кількості, щонайменше 15 %.

Бейніт може надати сталі міцності, але за його наявності у великій кількості він може негативно впливати на коефіцієнт збільшення отвору і подовження сталі. Бейніт утворюється під час повторного нагрівання перед відпусканням. В переважному здійсненні вміст бейніту підтримується в межах 0-10 %, переважно нижче 8 %, а ще більш переважно нижче 5 %.

Залишковий аустеніт є необов'язковою фазою, яка може бути присутня в сталі у кількості 0-5 %, але переважно відсутня.

В переважному здійсненні сталевий лист, згідно винаходу, може бути одержаний будь-яким відповідним способом. Однак переважно використовувати спосіб згідно з переважним здійсненням винаходу, який включає такі послідовні стадії.

Такий процес включає одержання напівфабрикату із сталі з хімічним складом відповідним винаходу. Напівфабрикат може бути відлитий або у вигляді злитків, або відливатися безперервно у вигляді тонких слябів або тонких смуг, тобто, смуг товщиною, наприклад, близько від 220 мм для слябів і до декількох десятків міліметрів для тонкої смуги.

З метою спрощення в цьому винаході сляб розглядатиметься як напівфабрикат. Сляб з вищеписаним хімічним складом виготовляють методом безперервного розливання, при цьому сляб переважно піддають прямому м'якому обтисканню під час лиття для усунення осьової ліквіації і зменшення пористості. Сляб, одержаний в процесі безперервного розливання, може бути використаний безпосередньо при високій температурі після безперервного розливання або може бути спочатку охолоджений до кімнатної температури, а потім нагрітий для гарячої прокатки.

Температура слябу, який піддається гарячій прокатці, становить, щонайменше 1000 °C, а переважно вище 1100 °C, і повинна бути нижче 1250 °C. У випадку, якщо температура слябу нижче 1000 °C, прокатний стан піддається надмірному навантаженню, і в подальшому, температура сталі може знизитися до температури феритного перетворення при кінцевій прокатці, при цьому сталь прокатуватиметься в стані, в структурі якого міститься перетворений ферит. Крім того, температура не має бути вище 1250 °C, оскільки існує ризик утворення грубих зерен фериту, які призводять до утворення великих феритних зерен, що знижує здатність цих зерен до рекристалізації під час гарячої прокатки. Чим більший вихідний розмір зерна фериту, тим важче він рекристалізується, а це означає, що слід уникати температур повторного нагрівання вище 1250 °C, оскільки вони є промислово дорогими і несприятливими з точки зору рекристалізації фериту.

Температура слябу переважно є досить високою, щоб гаряча прокатка могла бути завершена в повністю аустенітному діапазоні, при цьому температура кінцевої гарячої прокатки залишається вище за A_{c3} , і переважно вище за $A_{c3}+50$ °C. Необхідно, щоб кінцева прокатка виконувалася при температурі вище за A_{c3} , оскільки нижче цієї температури значно знижується придатність до прокатування сталевих листів. Температура остаточної прокатки переважно повинна бути вищою за $A_{c3}+50$ °C, щоб мати структуру, сприятливу для рекристалізації і прокатки.

Одержаний таким чином лист потім охолоджують зі швидкістю охолодження не менше 30 °C/с до температури змотування нижче 600 °C. Переважно, швидкість охолодження буде меншою або рівною 65 °C/с і вище 35 °C/с. Температура змотування переважно становить, щонайменше 350 °C, щоб уникнути перетворення аустеніту на ферит і перліт, і сприяти формуванню гомогенної бейнітної і мартенситної мікроструктури.

Змотаний в рулон гарячекатаний сталевий лист може бути охолоджений до кімнатної температури перед тим, як піддати його необов'язковому відпалу в зоні гарячих станів, або може бути направлений безпосередньо на необов'язковий відпал в зоні гарячих станів.

Гарячекатаний сталевий лист за необхідності може бути підданий додатковому травленню для видалення окалини, що утворилася під час гарячої прокатки. Потім гарячекатаний лист піддають необов'язковому відпалу в зоні гарячих станів при температурі 400-750 °С, переважно протягом 1-96 год.

Після цього за необхідності можна провести травлення цього сталевого гарячекатаного листа для видалення окалини.

Гарячекатані сталеві листи потім піддають холодній прокатці із зменшенням товщини на 35-90 %. Потім холоднокатаний сталевий лист піддають відпалу для надання сталі цього винаходу заданої мікроструктури і механічних властивостей.

Для відпалу холоднокатаного сталевого листа холоднокатаний сталевий лист нагрівають в двостадійному процесі нагрівання, на першій стадії холоднокатаний лист нагрівають до температури НТ1 600-650 °С при швидкості нагрівання HR1, щонайменше 10 °С/с. Потім, на другій стадії, холоднокатаний лист нагрівають від НТ1 до температури відпалу між Ас3 і Ас3+200 °С при швидкості нагрівання HR2, щонайменше 1 °С/с, переважно, щонайменше 2,0 °С/с, причому HR1 завжди вище, ніж HR2.

Переважна HR1 становить, щонайменше 15 °С/с, і переважний діапазон температур НТ1 становить 600-630 °С. Переважний діапазон температур відпалу становить від Ас3+10 °С до Ас3+150 °С, а більш переважно від Ас3+20 °С до Ас3+100 °С.

Потім холоднокатаний сталевий лист витримують при температурі відпалу не менше 5 с і не більше ніж 1000 с. Температуру і час вибирають в такий спосіб, щоб забезпечити 100 % рекристалізацію, тобто, щоб одержати 100 % аустеніту наприкінці відпалу.

Потім лист охолоджують в тристадійному процесі охолодження. На першій стадії охолоджують холоднокатаний лист від температури відпалу до температури СТ1 в діапазоні 675-725 °С при швидкості охолодження не більше CR1 10 °С/с. Потім, на другій стадії, холоднокатаний лист охолоджують від СТ1 до СТ2 в діапазоні 450-550 °С зі швидкістю охолодження CR2, щонайменше 30 °С/с. Потім, на третій стадії, холоднокатаний лист охолоджують від СТ2 до СТ3 при температурі від Ms-50 до 20 °С зі швидкістю охолодження CR3, яка перевищує 200 °С/с.

У переважному здійсненні швидкість охолодження CR1 не перевищує 5 °С/с, а СТ1 переважно становить 685-720 °С, а більш переважно 685-700 °С. Переважно CR2 становить, щонайменше 40 °С/с, а переважний діапазон СТ2 становить 450-525 °С, а більш переважно 460-510 °С. Переважно CR3 становить, щонайменше 300 °С/с, а більш переважно, щонайменше 400 °С/с. Переважна границя для СТ3 становить від Ms-80 °С до 20 °С, а більш переважно від Ms-100 °С до 20 °С.

Потім холоднокатаний сталевий лист при швидкості нагрівання, щонайменше 10 °С/с, а більш переважно, щонайменше 20 °С/с і температурі відпускання 300-380 °С і витримувати при температурі відпускання протягом, щонайменше 100 с, але не більше 1000 с для одержання відпущеного мартенситу, що надає сталі даного винаходу придатні механічні властивості. Переважний діапазон температур відпускання становить 320-360 °С, більш переважно 330-350 °С.

Потім холоднокатаний сталевий лист охолоджують до кімнатної температури, переважно зі швидкістю охолодження не більше 200 °С/с.

На цій стадії може бути виконана необов'язкова операція дресування зі ступенем обтиснення менше 1 % або необов'язкова операція правки розтягуванням.

Потім термічно оброблений холоднокатаний лист може бути додатково покритий за допомоги електроосадження або вакуумного покриттям, або будь-яким іншим відповідним способом.

Необов'язковий подальший відпал, переважно проведений при температурі 170-210 °С протягом 12-30 год., може бути проведений після відпалу продукту без покриття або після нанесення покриття на продукт, щоб зменшити твердість між фазами і забезпечити дегазацію продуктів з покриттям.

ПРИКЛАДИ

Наступні випробування і приклади, які представлені в описі, не носять обмежувального характеру і повинні розглядатися лише для ілюстрації, вони відображатимуть переваги цього винаходу і пояснюватимуть значення параметрів, вибраних авторами після багатьох експериментів, і додатково визначати властивості, які можуть бути досягнуті при використанні сталі згідно винаходу.

Зразки сталевих листів згідно винаходу і деяких порівняльних марок готують зі складами, наведеними в таблиці 1, і параметрами обробки, наведеними в таблиці 2. Відповідні мікроструктури цих сталевих листів представлені в таблиці 3, а властивості таблиці 4.

В таблиці 1 представлені сталі із складом, вираженим у масових відсотках.

Таблиця 1

Склад зразків

Зразки	C	Mn	Si	Al	P	S	N	Nb	Ti	Cr	Mo	B
--------	---	----	----	----	---	---	---	----	----	----	----	---

A	0,116	2,150	0,482	0,031	0,020	0,011	0,002	0,011	0,017	0,036	0,002	0,003
B	0,117	2,120	0,495	0,033	0,02	0,022	0,002	0,011	0,015	0,040	0,002	0,004
C	0,114	2,180	0,458	0,032	0,017	0,019	0,002	0,018	0,025	0,033	0,002	0,003

В таблиці 2 наведені параметри процесу відпалу, реалізовані на сталях з таблиці 1.

В таблиці 2 показані температури Ас3 і мартенситного перетворення Ms зразків сталі. Розрахунок Ас3 і Ms виконують за такими формулами:

$$c3(\text{Andrews})=910-203[C]^{\frac{1}{2}}-15.2[\text{Ni}]+44.7[\text{Si}]+104[\text{V}]+31.5[\text{Mo}]+13.1[\text{W}]-30[\text{Mn}]-11[\text{Cr}]-20[\text{Cu}]+700[\text{P}]+400[\text{Al}]+120[\text{As}]+400[\text{Ti}]$$

$$Ms(\text{Barbier})=545-601.2*(1-\text{EXP}(-0.868[C]))-34.4[\text{Mn}]-13.7[\text{Si}]-9.2[\text{Cr}]-17.3[\text{Ni}]-15.4[\text{Mo}]+10.8[\text{V}]+4.7[\text{Co}]-1.4[\text{Al}]-16.3[\text{Cu}]-361[\text{Nb}]-2.44[\text{Ti}]-3448[\text{B}]$$

Далі зразки нагрівають до температури 1000-1250 °С, потім піддають гарячій прокатці з кінцевою температурою 890 °С після цього змотують при температурі нижче 600 °С. Потім гарячекатані рулони були оброблені, як заявлено, і піддані холодній прокатці з обтисканням за товщиною 35-90 %.

Таблиця 2 Параметри процесу випробувань

Таблиця 2а

Зразок	Сталь	Відпал і охолодження										
		HR1 (°C/c)	HT1 (°C)	HR2 (°C/c)	Темп. відпалу T(°C)	Час відпалу (с)	CT1 (°C)	CR1 (°C/c)	CT2 (°C)	CR2 (°C/c)	CT3 (°C)	CR3 (°C/c)
I1	A	22	610	2,а	870	112	688	2,1	462	64	20	587
I2	B	18	600	2,6	870	130	691	1,8	507	44	20	559
R1	A	23	590	3,5	870	102	702	2,1	487	66	20	677
R2	A	19	640	2,1	870	137	679	1,8	440	55	20	457
R3	C	18	610	2,4	875	137	660	2,1	460	46	20	478
R4	B	18	600	2,6	870	130	680	1,9	505	43	20	556

підкреслені значення: не відповідають винаходу.

Таблиця 2б

Зразок	Відпускання				
	Швидкість нагрівання при відпусканні (°C/c)	Температура відпускання (°C)	Час відпускання (с)	Ms (°C)	Ac3(°C)
I1	24	340	197	409	829
I2	21	340	228	409	829
R1	27	340	180	409	829
R2	20	340	240	409	829
R3	19	320	240	409	829
R4	21	340	228	409	829

В таблиці 3 представлені результати випробувань, проведених відповідно до стандартів з використанням різних мікроскопів, таких як сканувальний електронний мікроскоп, для визначення мікроструктурного складу як сталі винаходу, так і еталонних зразків.

Таблиця 3

Мікроструктури зразків

Зразок сталі	Відпущений мартенсит	Ферит + Бейніт	Залишковий аустеніт
I1	74,9	25,1	0
I2	72,4	27,6	0
R1	88,4	11,6	0
R2	63,3	36,6	0
R3	56,8	43,2	0
R4	63,4	36,6	0

підкреслені значення: не відповідають винаходу.

В таблиці 4 представлені механічні властивості як сталі винаходу, так і сталі порівняння. Випробування на розтяг, границю плинності і загальне подовження проводять відповідно до стандартів ISO 6892, тоді як для оцінки збільшення отворів застосовують випробування, зване збільшення отворів, відповідно до стандарту ISO16630:2009. В цьому випробуванні зразок штампують для формування отвору діаметром 10 мм (=D_i) і деформують. Після деформації вимірювали діаметр отвору D_f і розраховували коефіцієнт збільшення отвору (HER) за такою формулою:

$$HER\% = 100 \cdot (D_f - D_i) / D_i$$

Таблиця 4

Механічні властивості зразків

Зразок сталі	Границя міцності на розтяг (МПа)	Границя плинності (МПа)	Загальне подовження (%)	Коефіцієнт збільшення (%)
I1	1030	852	8,2	57
I2	1006	822	9,4	74
R1	1136	994	6,2	63
R2	945	739	9,9	56
R3	894	678	13,0	54
R4	937	735	11,1	55

підкреслені значення: не відповідають винаходу.

Приклади показують, що сталеві листи, згідно винаходу, є єдиними листами, які мають всі цільові властивості завдяки їх специфічному складу і мікроструктурі.