

Цей винахід відноситься до сталевих листів і високоміцних загартованих під пресом сталевих деталей, які мають відповідну оброблюваність перед гарячим штампуванням.

Багатостадійна обробка сталевих листів для виготовлення складних деталей методом гарячого штампування стає все більш популярною. За рахунок збільшення кількості операцій, які можуть бути виконані зі сталевими листами, багатостадійні процеси дозволяють виробникам виготовляти гарячим штампуванням деталі складнішої геометрії у порівнянні зі звичайним одностадійним гарячим штампуванням. Це також дозволяє скоротити кількість операцій подальшої обробки деталей. Це, в свою чергу, дозволяє ефективніше вирішувати проблеми, з якими стикається автомобільна промисловість, підвищуючи безпеку транспортних засобів і екологічні показники, зберігаючи при цьому високі показники технологічної продуктивності і низькі виробничі витрати. Порівняно зі стандартним одностадійним гарячим штампуванням час обробки при багатостадійному гарячому штампуванні є більшим. Як наслідок, дуже високі швидкості охолодження, які досягаються в одностадійному гарячому штампуванні, не можуть бути досягнуті в багатостадійних процесах. Отже, необхідно використовувати спеціальні склади сталі, які дозволяють загартовувати сталь і досягати необхідних дуже високих механічних властивостей навіть за відносно низьких швидкостей охолодження при багатостадійній обробці. Цікавим є, наприклад, використання складу сталі, яку можна перетворити на аустенітну, або феритно-аустенітну структуру, і загартувати на мартенситну мікроструктуру навіть при швидкості охолодження нижче 20 °C/с, переважно навіть при швидкості охолодження нижче 16 °C/с. Однак технічний недолік таких сталей полягає в тому, що вони можуть бути легко піддані загартуванню під час виготовлення самого сталевого рулону, наприклад, на лінії нанесення металевого покриття у разі сталей з покриттям або на лінії безперервного відпалу у разі сталей без покриття. Дійсно, склади сталей, які придатні для багатостадійної обробки, дозволяють загартовувати їх навіть при відносно низьких швидкостях охолодження, які практикуються після печі відпалу на цих лініях.

Це є проблемою при обробці сталі перед гарячим штампуванням. Дійсно, сталь буде занадто твердою, щоб її можна було легко змотати у вигляді рулону на лінії, де виконується відпал, а потім розрізати без надмірного обслуговування різальних інструментів на сталеві заготовки перед гарячим штампуванням або попередньо формувати перед гарячим штампуванням, як це відбувається в процесах непрямого гарячого штампування.

Метою цього винаходу є вирішення цієї проблеми шляхом створення сталевих листів, який має хімічний склад і мікроструктуру, які роблять його придатним для використання в багатостадійному процесі гарячого штампування, який буде досить м'яким для відповідної оброблюваності перед гарячим штампуванням.

Додатковою метою цього винаходу є створення способу виготовлення зазначеного сталевих листів.

Сталевий лист відноситься до плоского сталевих листів, який має верхню і нижню поверхню, які також називаються верхньою і нижньою стороною або верхньою і нижньою поверхнею. Відстань між зазначеними поверхнями позначають як товщину листа. Товщину можна виміряти, наприклад, з допомогою мікрометра, мікрометричний гвинт і п'ята якого розташовані на верхній і нижній поверхнях. Аналогічним способом можна виміряти товщину формованої деталі.

Заготовка являє собою плоский лист, вирізаний із сталевих листів, у будь-якій формі, яка підходить для його використання.

В подальшому описі, формулі винаходу і прикладах термін "сталевий лист" зазвичай відноситься до матеріалу перед подальшими операціями обробки, такими як-от різання на заготовки і перед гарячим штампуванням. З іншого боку, термін "заготовка" відноситься до матеріалу, вирізаного із сталевих листів для використання в процесі гарячого штампування.

Гаряче штампування являє собою технологію формування сталі, яка включає нагрівання сталевих заготовки або попередньо формованої деталі, виготовленої із сталевих заготовки, до температури, при якій мікроструктура сталі хоча б частково трансформується на аустеніт, утворюючи заготовку або попередньо формовану деталь при високій температурі шляхом її штампування і одночасного загартування формованої деталі для одержання мікроструктури, яка має дуже високу міцність, можливо з додатковою стадією розподілення або відпускання при термообробці.

Багатостадійний процес гарячого штампування являє собою особливий тип процесу гарячого штампування, який включає щонайменше одну стадію штампування і складається щонайменше з двох технологічних стадій, які виконуються при високій температурі вище 300 °C. Наприклад, багатостадійний процес може включати першу операцію штампування і подальшу операцію обрізання облою в гарячому стані, так що готову деталь на виході з процесу гарячого штампування не потрібно додатково обрізати. Наприклад, багатостадійний процес може включати кілька послідовних стадій штампування виготовлення деталей більш складної форми, ніж ті, що можна реалізувати з допомогою однієї операції штампування. Наприклад, в багатостадійному процесі деталі автоматично передаються з однієї операції на іншу, наприклад, з допомогою багатопозиційного преса з перенесенням заготовки по струмках. Наприклад, деталі залишаються в одній і тій самій машині, яка є

багатофункціональним інструментом, який може виконувати різні операції, такі як-от перше штампування і подальша операція обрізання в машині.

Гаряче штампування дозволяє одержувати дуже міцні деталі складної форми і має безліч технічних переваг. Багатостадійне гаряче штампування дозволяє одержувати ще більш складні форми, ніж одностадійне гаряче штампування.

Твердість є мірою опору локалізованій пластичній деформації, спричиненої механічним вдавлюванням. Вона відповідно корелює з механічними властивостями матеріалу і є корисним методом локальних вимірювань, який не вимагає вирізання зразка для випробування на розтяг. В цьому винаході вимірювання твердості проводять з використанням індентора Віккерса відповідно до стандарту ISO 6507-1. Твердість за Віккерсом виражається в одиницях Hv.

В описі, прикладах і формулі винаходу терміни "відпал", "піч відпалу", "процес відпалу" стосуються металургійного процесу, в якому холоднокатаний сталевий лист рекристалізують шляхом його нагрівання. У разі сталей, що мають фази, відмінні від фериту, відпал проводять при температурі щонайменше вище за Aс1 (температура, при якій мікроструктура починає трансформуватися на аустеніт).

Термін "швидкість охолодження" відноситься до швидкості, з якою сталевий лист охолоджується в процесі відпалу під час його виготовлення. Під температурою витримання розуміють максимальну температуру, яка досягається сталевим листом в печі відпалу. Швидкість охолодження, виражена °C/c, являє собою середню швидкість охолодження сталевго листа в діапазоні від температури витримання до 300 °C. Швидкість охолодження можна виразити за такою формулою:

Швидкість охолодження = (температура відпалу - 300 °C)/(час між виходом з печі відпалу сталевго листа і досягненням 300 °C).

Терміни "аустенізація" і "загартування" відносяться до процесу гарячого штампування сталевго заготовки.

Термін "швидкість загартування" або "ступінь загартування" відноситься до середньої швидкості, вираженої в °C/c, при якій сталева заготовка охолоджується до 300 °C в процесі гарячого штампування. Під температурою аустенізації розуміють максимальну температуру, яка досягається сталевго заготовкою в печі аустенізації перед гарячим штампуванням. Швидкість загартування можна виразити з допомогою наступної формули:

Швидкість загартування = (температура аустенізації - 300 °C)/(час між виходом сталевго заготовки з печі аустенізації і досягненням 300 °C).

Далі буде описаний склад сталі згідно винаходу, причому вміст виражається у масових відсотках. Хімічні склади наведені з урахуванням нижньої і верхньої границі діапазону складів, причому зазначені самі границі включені в можливий діапазон складів згідно винаходу.

Згідно винаходу, вміст вуглецю знаходиться в діапазоні 0,13-0,4 % для забезпечення задовільної міцності. При вмісті вуглецю більше 0,4 % зварюваність і гнучкість сталевго листа можуть знизитися. Якщо вміст вуглецю нижче 0,13 %, границя міцності на розтяг після гарячого штампування не досягне цільового значення.

Вміст марганцю становить 0,4-4,2 %. При додаванні більше 4,2 % збільшується ризик осьової ліквідації на шкоду технологічності, а також збільшується ризик утворення тріщин під час гарячого штампування і подальшого використання деталі. Нижче 0,4 % зміцнюваність сталевго листа знижується і після гарячого штампування не досягається необхідна міцність.

Вміст кремнію становить 0,1-2,5 %. Кремній є елементом, що бере участь у твердорозчинному зміцненні. Кремній додається для обмеження утворення карбідів. При вмісті вище 2,5 % поверхні утворюються оксиди кремнію, що погіршує здатність сталі приймати покриття. Більш того, зварюваність сталевго листа може знизитися.

Вміст хрому не перевищує 2 %. Хром є елементом, що бере участь у твердорозчинному зміцненні. Вміст хрому обмежений до рівня нижче 2 %, щоб обмежити проблеми технологічності та знизити вартість.

Вміст молібдену не перевищує 0,65 %. Молібден покращує зміцнюваність сталі. Вміст молібдену не перевищує 0,65 % для обмеження витрат.

Вміст ніобію обмежений 0,1 %. Ніобій покращує пластичність сталі. При вмісті вище 0,1 % зростає ризик утворення великих виділень NbC або Nb(C, N) на шкоду технологічності. Переважно вміст ніобію знаходиться в діапазоні 0,02-0,06 %.

Згідно з винаходом, вміст алюмінію обмежено 3,0 %. Алюміній є дуже ефективним елементом для розкислення сталі у рідкій фазі при рафінуванні. Алюміній може захистити бор, якщо вміст титану не є достатнім. Вміст алюмінію підтримують нижче 3,0 %, щоб уникнути проблем з окисненням і утворенням фериту під час загартування під пресом.

Згідно з винаходом, вміст титану обмежений 0,1 %. Титан може захистити бор, який може захоплюватись виділеннями VN. Вміст титану обмежений 0,1 %, щоб уникнути надмірного утворення TiN.

Згідно з винаходом, вміст бору обмежений 0,005 %. Бор покращує зміцнюваність сталі. Вміст бору не перевищує 0,005 %, щоб уникнути проблем із руйнуванням слябів при безперервному розливанні.

Вміст фосфору контролюється на рівні нижче 0,025 %, оскільки він призводить до крихкості і проблем зварюваності.

Вміст сірки контролюється на рівні нижче 0,01 %, оскільки присутність сірки в рідкій сталі може призвести до утворення виділень MnS, які погіршують здатність до вигину.

Вміст азоту контролюється лише на рівні нижче 0,01 %. Присутність азоту може призвести до утворення виділень, таких як-от TiN або TiNbCN, які погіршують оброблюваність сталі.

Нікель необов'язково додається до рівня 2,0 %. Нікель можна використовувати для захисту сталі від уповільненого розтріскування. Вміст нікелю обмежений для зниження витрат.

Кальцій також може бути доданий як необов'язковий елемент у кількості до 0,1 %. Додавання Са до рідкої сталі дозволяє створювати дрібні оксиди, які покращують ливарні якості при безперервному розливанні.

Вольфрам також може бути доданий як необов'язковий елемент до 0,3 %. В цих кількостях вольфрам підвищує загартованість і зміцнюваність завдяки утворенню карбідів.

Ванадій також може бути доданий до 0,1 %. Ванадій покращує пластичність сталі. При вмісті вище 0,1 % збільшується ризик утворення великих виділень на шкоду технологічності.

Вміст міді обмежений 0,2 %. Cu зміцнює сталь шляхом твердорозчинного зміцнення. При вмісті вище 0,2 % існує ризик ламкості під час гарячої прокатки.

Решту складу сталі становлять залізо і неминучі домішки, які утворюються в процесі виплавки і залежать від технологічного маршруту. У разі виготовлення з використанням доменної печі рівень неминучих домішок є дуже низьким. У разі виробничого маршруту з використанням електродугової печі, завантаженої металобрухтом, сталевий лист може додатково містити залишкові елементи, одержані з металобрухту, такі як-от сурма, миш'як і свинець до 0,03 % і олово до 0,05 %, які розглядаються як неминучі домішки.

У конкретному здійсненні хімічний склад сталевого листа містить (у масових відсотках)

C: 0,15-0,25 %

Mn: 0,5-1,8 %

Si: 0,1-1,25 %

Cr: 0,1-1,0 %

Al: 0,01-0,1 %

Ti: 0,01-0,1 %

B: 0,001-0,004 %

P ≤ 0,020 %

S ≤ 0,010 %

N ≤ 0,010 %

і необов'язково включає один або декілька з таких елементів у масових відсотках:

Mo ≤ 0,40 %

Nb ≤ 0,08 %

Ca ≤ 0,1 %

решта складу становить залізо та неминучі домішки, які утворюються в результаті плавки.

У конкретному здійсненні хімічний склад сталевого листа містить (у масових відсотках)

C: 0,26-0,40 %

Mn: 0,5-1,8 %

Si: 0,1-1,25 %

Cr: 0,1-1,0 %

Al: 0,01-0,1 %

Ti: 0,01-0,1 %

B: 0,001-0,004 %

P ≤ 0,020 %

S ≤ 0,010 %

N ≤ 0,010 %

і необов'язково один або кілька з наступних елементів у масових відсотках:

Ni ≤ 0,5 %

Mo ≤ 0,40 %

Nb ≤ 0,08 %

Ca ≤ 0,1 %

решта складу є залізо і неминучі домішки, які утворюються в результаті плавки.

У конкретному здійсненні хімічний склад сталевого листа містить (у масових відсотках)

C: 0,3-0,4 %

Mn: 0,5-1,0 %

Si: 0,4-0,8 %

Cr: 0,1-0,4 %
Mo: 0,1-0,5 %
Nb: 0,01-0,1 %
Al: 0,01-0,1 %
Ti: 0,008-0,03 %
B: 0,0005-0,003 %
 $P \leq 0,020$ %
 $S \leq 0,004$ %
 $N \leq 0,005$ %
 $Ca \leq 0,001$ %

і необов'язково містить:

$Ni < 0,5$ %

решта складу є залізо і немінучі домішки, які утворюються в результаті плавки.

У конкретному здійсненні хімічний склад сталевго листа містить (у масових відсотках)

C: 0,24-0,38 %
Mn: 0,40-3 %
Si: 0,10-0,70 %
Cr: 0-2 %
Al: 0,015-0,070 %
 $Nb \leq 0,060$ %
Ti: 0,015-0,10 %
N: 0,003-0,010 %
S: 0,0001-0,005 %
P: 0,0001-0,025 %
Ni: 0,25-2 %

при цьому:

$Ti/N > 3,42$,

$$2,6C + \frac{Mn}{5,3} + \frac{Cr}{13} + \frac{Si}{15} \geq 11\%$$

в необов'язково включає:

Mo: 0.05-0.65 %
Ca: 0.0005-0.005 %
W: 0.001-0.30 %

решта складу є залізо і немінучі домішки, які утворюються в результаті плавки.

В конкретному здійсненні склад сталевго листа містить такі елементи, у масових %:

C: 0,2-0,34 %
Mn: 0,50-2,20 %
Si: 0,5-2 %
Cr $\leq 0,8$ %
 $P \leq 0,020$ %
 $S \leq 0,010$ %
 $N \leq 0,010$ %

і необов'язково включає один або кілька з наступних елементів, у масових відсотках:

Al: $\leq 0,2$ %
B $\leq 0,005$ %
Ti $\leq 0,06$ %
 $Nb \leq 0,06$ %

решта складу є залізо і немінучі домішки, які утворюються в результаті плавки.

У конкретному здійсненні склад сталевго листа включає такі елементи у масових %:

C: 0,15-0,4 %
Mn: 1-3,5 %
Si: 1,0-1,65 %
Cr ≤ 2 %
Al $\leq 0,5$ %
Ti $\leq 0,1$ %
B $\leq 0,005$ %

решта складу є залізо і немінучі домішки, які утворюються в результаті плавки.

В конкретному здійсненні склад сталевго листа містить такі елементи, у масових %:

C: 0,15 %-0,25 %
Mn: 1,5 %-2,5 %
Si: 0,1 %-0,4 %

Cr $\leq$ 0,5 %
Al: 0,03 %-1 %
Ti: 0,02 %-0,1 %
B: 0,0015 %- 0,0050 %
P $\leq$ 0,012 %

решта складу є залізо і неминучі домішки, які утворюються в результаті плавки.

В конкретному здійсненні склад сталевго листа містить такі елементи, у масових %:

C: 0,1-0,3 %
Mn: 3-4,2 %
Si: 0,7-2 %
Al: 0,1-1 %
Mo: 0,1-0,5 %
Nb: 0,01-0,05 %
Ti: 0,01-0,05 %
B: 0,001-0,005 %

решта складу є залізо і неминучі домішки, які утворюються в результаті плавки.

Щоб бути придатним для використання в багатостадійному процесі гарячого штампування, хімічний склад сталевго листа, згідно винаходу, додатково задовольняє такий формулі (вміст елементів виражений у масових %):

$Q < 20$

де $Q = 114 \cdot C + 18 \cdot Mn + 20 \cdot Si + 56 \cdot Cr + 61 \cdot Ni + 37 \cdot Al + 39 \cdot Mo + 79 \cdot Nb - 17691 \cdot B$

Ця формула була одержана за допомоги дилатометричних експериментів на зразках сталі різного складу. Зразки нагрівали в печі до температури 900 °C і витримували при цій температурі 2 хв. Потім зразки загартовували з використанням різних швидкостей загартування. На загартованих зразках були проведені металографічні дослідження для визначення їх мікроструктури. Критична швидкість загартування для даного зразка визначалася як швидкість загартування, вище за яку загартовані зразки мали повністю мартенситну мікроструктуру. Потім була встановлена лінійна регресія між хімічним складом зразків і критичною швидкістю загартування, визначеною з допомогою описаного вище протоколу. Коефіцієнт Q був визначений з допомогою цієї лінійної регресії і відповідає дуже хорошему наближенню критичних швидкостей загартування низьковуглецевих сталей.

Автори встановили, що коли $Q < 20$ сталь може витримувати відносно низькі швидкості охолодження в багатостадійному процесі гарячого штампування.

Переважно, щоб сталь мала нижчий коефіцієнт Q, наприклад, $Q \leq 16$.

Сталевий лист, згідно з винаходом, має таку мікроструктуру (виражену в частках поверхні):

- щонайменше 60 % фериту
- щонайменше 40 % суми бейніту + мартенситу + карбіду
- щонайменше 5 % нерекристалізованого фериту.

Ферит є м'якою фазою. Наявність щонайменше 60 % фериту в сталевому листі забезпечує достатню м'якість для обробки сталевго листа.

Обмеживши кількість бейніту, мартенситу і карбідів в мікроструктурі, автори виявили, що сталевий лист має досить низьку твердість, щоб його можна було успішно обробляти в холодному стані перед гарячим штампуванням. Обмеживши кількість нерекристалізованого фериту, автори виявили, що сталевий лист має досить низьку твердість, щоб його можна було успішно обробляти в холодному стані перед гарячим штампуванням.

Наприклад, сталевий лист винаходу має твердість нижче 270 Hv. Це відповідає границі міцності при розтяг вище 800 МПа. При перевищенні цього рівня міцності механічна обробка, така як різання стає все більш складною і вимагає складних і дорогих операцій з технічного обслуговування різальних інструментів.

В конкретному здійсненні сталевий лист, згідно винаходу, має високу зміцнюваність після гарячого штампування і загартування.

Зміцнюваність характеризується підвищенням твердості сталевго заготовки, одержаної із сталевго листа після гарячого штампування. Її можна виміряти, піддавши сталевий лист операції гарячого штампування і вимірявши твердість до і після.

Зміцнюваність сталевго листа при високій швидкості загартування ΔHv_{hi} визначається як $\Delta Hv_{hi} = Hv_{fast} - Hv_{ini}$, де Hv_{fast} - твердість сталевго листа після його нагрівання до температури 900 °C протягом 7 хв і загартування зі швидкістю 100 °C/с, а Hv_{ini} представляє твердість сталевго листа до термообробки.

Наприклад, зміцнюваність сталевго листа з високою швидкістю загартування ΔHv_{hi} становить щонайменше 200 Hv.

Зміцнюваність сталевго листа при низькій швидкості загартування ΔHv_{lo} визначається як $\Delta Hv_{lo} = Hv_{slow} - Hv_{ini}$, де Hv_{slow} представляє твердість сталевго листа після його нагрівання до

температури 900 °C протягом 7 хв і загартування зі швидкістю 20 °C/с, а Hvinі представляє твердість сталевго листа до термообробки.

Завдяки тому, що сталевий лист, згідно винаходу, може піддаватися загартуванню при низьких швидкостях загартування і при цьому мати дуже високу твердість після гарячого штампування, зміцнюваність ΔH_{v10} сталевго листа згідно винаходу при низькій швидкості загартування залишається високою. Наприклад, H_{v10} становить щонайменше 150 Hv, більш переважно, щонайменше 180 Hv, ще більш переважно, щонайменше 200 Hv.

Інший спосіб вказати на той факт, що сталевий лист, згідно винаходу, може бути загартований при низьких швидкостях загартування і при цьому мати дуже високу твердість після гарячого штампування, полягає у визначенні різниці $H_{vfast}-H_{vslow}$, яка дорівнює різниці $H_{vhi}-H_{vlo}$. Різниця $H_{vfast}-H_{vslow}$ сталевго листа винаходу невелика, оскільки у матеріалі все ще дуже висока твердість після гарячого штампування з низькою швидкістю загартування. Наприклад, різниця $H_{vfast}-H_{vslow}$ становить менше 100 Hv, переважно менше 50 Hv, ще більш переважно менше 40 Hv.

Сталевий лист, згідно винаходу, виготовляють за таким технологічним маршрутом:

- сталевий сляб, що має склад, описаний вище, відливають і повторно нагрівають до температури T_{reheat} , що становить 1100-1300 °C, перед гарячою прокаткою з кінцевою температурою гарячої прокатки, що становить 800-950 °C, для одержання сталевго гарячекатаного листа,
- потім гарячекатану сталь охолоджують і змотують у рулони при температурі T_{coil} нижче 670 °C і необов'язково труять для видалення продуктів окислення,
- далі рулонний сталевий лист піддають холодній прокатці для одержання холоднокатаного сталевго листа.

Ступінь обтискання при холодній прокатці знаходиться в діапазоні 20-80 %, переважно 35-80 %. Ступінь обтискання нижче 20 % не сприяє рекристалізації під час подальшої термообробки, що може погіршити пластичність сталевго листа. При перевищенні 80 % існує ризик розтріскування крайок під час холодної прокатки.

Холоднокатаний сталевий лист потім піддають відпалу, за яким необов'язково слідує процес нанесення металевго покриття. Наприклад, сталевий лист покривають металевим покриттям на основі алюмінію. Наприклад, сталевий лист покривають металевим покриттям на основі цинку.

Наприклад, сталевий лист покривають металевим покриттям на основі алюмінію, який містить за масою 7-15 % кремнію, 2-4 % заліза і необов'язково 15-30 част./млн кальцію, при цьому решту становить алюміній і неминучі домішки, які утворюються в результаті обробки.

Наприклад, сталевий лист покритий металевим покриттям на основі алюмінію, яке містить 2,0-24,0 % мас. цинку, 1,1-12,0 % мас. кремнію, необов'язково 0-8,0 % мас. магнію і необов'язково додатково елементи вибрані з Pb, Ni, Zr або Hf, причому масовий вміст кожного додаткового елемента не перевищує 0,3 % мас., а решту складають алюміній і неминучі домішки.

Процес відпалу проводять так, щоб коефіцієнт, який буде додатково визначений нижче, залишався нижче 0,50.

Коефіцієнт K визначається за такою формулою залежно від складу сталі листа (вміст всіх елементів виражено у масових %):

Якщо склад сталі є таким, що $Mn-Si > 1,5 \%$:

$$K = \frac{T_{soaking} - Ae1}{Ae3 - Ae1} * \frac{\ln(trex)}{5} * (1 + 0.1 * \ln(heatingrate)) - \left(\frac{Me}{0.6} - \frac{Si}{1.2} \right) * 0.03$$

Якщо склад сталі є таким, що $Mn-Si \leq 1,5 \%$:

$$K = \frac{T_{soaking} - Ae1}{Ae3 - Ae1} * \frac{\ln(trex)}{5} * (1 + 0.1 * \ln(heatingrate))$$

де:

- $T_{soaking}$ представляє температуру витримування в °C, тобто, максимальна температура, що досягається сталевим листом в процесі відпалу;

- $trex$ представляє час рекристалізації, виражений в секундах, який визначається як час знаходження при температурі вище 700 °C в процесі відпалу;

- $heating\ rate$ - швидкість нагрівання представляє середню швидкість, з якою сталевий лист досягає температури витримування, у °C/с, тобто,

Швидкість нагрівання = $(T_{soaking} - 30\text{ °C}) / (\text{час перебування між } 30\text{ °C і } T_{soaking})$

- $Ae1$ і $Ae3$ відповідно представляють температури, виражені в °C, при яких за рівноважних умов починає утворюватися аустеніт і при яких сталь стає повністю аустенітною за рівноважних умов. З метою визначення коефіцієнта K без виконання фізичних вимірювань $Ae1$ і $Ae3$ автори вивели формули для $Ae1$ і $Ae3$, засновані на хімічному складі сталевго листа. Ці формули ґрунтуються на відомих кореляціях і додаткових вимірюваннях, виконаних авторами, і які особливо підходять для складів сталі цього винаходу.

$$Ae1 = 734 + 77 \cdot C + 29 \cdot Mn + 14 \cdot Si + 7 \cdot Cr + 38 \cdot Ni + 22 \cdot Al + 25 \cdot Mo + 123 \cdot Nb + 8621 \cdot B$$

Ae3=935-257·C-25·Mn+32·Si-17·Cr-83·Ni+17·Al+129·Mo+156·Nb-19473·B

Шляхом численних експериментів і чисельних кореляцій винахідники виявили, що сталевий лист, виготовлений з використанням описаного способу обробки, має досить низьку твердість, щоб його можна було легко обробляти в холодному стані перед операцією гарячого штампування. Зокрема, важливо дотримуватись описаного вище значення $K < 0,50$ при відпалі холоднокатаного сталевго листа для досягнення досить низької твердості. Кінцевий продукт після відпалу і можливого нанесення покриття на сталевий лист має твердість нижче 270 Hv.

Крім того, автори несподівано виявили, що при застосуванні винаходу твердість сталевго листа переважно не залежить від швидкості охолодження після стадії відпалу. Тобто, незважаючи на те, що сталевий лист має хімічний склад, який гарантує, що він матиме низьку критичну швидкість загартовування після повної аустенізації перед його гарячим штампуванням (завдяки $Q < 20$ або навіть переважно $Q \leq 16$), несподівано, що матеріал не досягає дуже високих рівнів твердості навіть при охолодженні з відносно високою швидкістю лінії, де його відпалюють після холодної прокатки. Така поведінка сталевго листа на лінії відпалу дуже вигідна з промислової точки зору, оскільки вона означає, що сталевий лист матиме досить низьку твердість незалежно від схеми термічної обробки, якій піддається після відпалу. Це підвищує надійність властивостей продукту і забезпечує більшу гнучкість після відпалу. Зокрема, це означає, що не потрібні особливі зміни в компонуванні існуючих виробничих ліній після відпалу для багатостадійної обробки сталей. Це також дозволяє наносити будь-який тип металевго покриття, нанесення якого впливає на схеми термічної обробки, зокрема при нанесенні гарячого покриття, не турбуючись про твердість кінцевого продукту.

Далі буде докладно описаний процес виготовлення формованої деталі і наступні характеристики формованої деталі.

Сталеву заготовку вирізують із сталевго листа згідно винаходу і нагрівають в печі аустенізації до температури вище A_{c1} . Переважно, сталеву заготовку нагрівають до температури 880-950 °C протягом від 10 с до 15 хв для одержання нагрітої сталевго заготовки. Нагріта заготовка потім передається на формувальний прес перед гарячим формуванням. Наприклад, процес гарячого штампування є багатостадійним процесом. Наприклад, процес гарячого формування має швидкість загартовування нижче 20 °C/с і більшу або рівну 3 °C/с, переважно більшу або рівну 5 °C/с.

Мікроструктура гарячештампованої деталі складається в частках поверхні з понад 95 % мартенситу і менше 5 % бейніту + фериту. Наприклад, гарячештампована деталь має твердість вище 400 Hv, ще переважно вище 440 Hv.

Далі винахід буде проілюстрований такими прикладами, які аж ніяк не є обмежувальними. У всіх таблицях підкреслені значення і посилання на зразки, які не входять до винаходу.

Таблиця 1

Хімічний склад

Зразки складів статі	% C	% Mn	% S	HP	% Si	% Cr	% Ni	% Al	% Mo	% Nb	% Ti	% B	% N	Ae1	Ae3	Q
A	0.191	1.990	0.001	0.010	0.197	0.202	0.000	0.041	0.000	0,000	0,024	0.0025	0.003	672	792	12
B	0.177	1.020	0.001	0.012	0.690	0.820	0.000	0.022	0.190	0,031	0.026	0.0029	0.005	707	846	9
C	0.219	1.960	0.001	0.011	1,150	0.674	0.000	0.039	0,000	0,0110	0.024	0.0024	0.004	693	810	5
D	0.192	3.920	0.001	0.013	1.280	0.025	0.021	0.350	0,195	0.023	0.029	0.0027	0.005	618	810	
E	0.340	0.600	0.002	0.013	0.550	0.300	0.4(100	0.040	0.200	0.050	0.020	0.0025	0.005	716	798	16
F	0.235	1.220	0.002	0.011	0.210	0.200	0.000	0.039	0.000	0,000	0.022	0.0023	0.006	700	804	27

В таблиці 1 перераховані 6 різних хімічних складів, які були протестовані, а також відповідні коефіцієнти Q, Ae1 і Ae3, всі вони розраховані з використанням описаних вище формул.

A, B, C, D і E знаходяться в границях діапазону винаходу, тоді як F знаходиться за границями діапазону, оскільки розрахунок коефіцієнта Q для сталі F становить 27. Слід зазначити, що склад сталі F відповідає типовому складу сталі 22MnB5 для гарячого штампування.

Як буде докладно описано пізніше, ця різниця величини коефіцієнта Q між сталями A-E і сталлю F означає, що зразки, виготовлені з використанням сталей A-E, можуть бути піддані гарячому штампуванню і одночасно загартовані при низьких швидкостях загартовування так, щоб як і раніше мати

більше 95 % мартенситної мікроструктури, тоді як сталь F не матиме 95 % мартенситної мікроструктури, якщо швидкість загартування занадто низька.

Таблиця 2

Параметри процесу гарячої і холодної прокатки

Зразки складів сталі	Температура повторного нагрівання слябу (°C)	Кінцева температура прокатки (°C)	Температура змотування (°C)	Ступінь обтискання на стадії холодної прокатки
A	1200	870	570	61 %
B	1150	850	550	53 %
C	1150	850	550	52 %
D	1230	920	450	68 %
E	1200	895	530	67 %
F	1200	895	550	56 %

В таблиці 2 перераховані виробничі параметри процесу гарячої прокатки і холодної прокатки, які також знаходяться в границях обсягу цього винаходу. Для кожного хімічного складу використовувався той самий набір параметрів.

Таблиця 3

Параметри процесу відпалу

Список зразків	Склад сталі	Швидкість нагрівання (°C/c)	Тривимування (°C)	Час витримування (с)	Час рекристалізації (с)	K	Швидкість охолодження (°C/c)
I1	A	3	720	90	97	0,31	100
I2	A	30	720	90	91	0,39	100
R1	A	3	750	90	107	0,58	100
R2	A	30	750	30	32	0,51	100
I3	A	10	720	90	92	0,35	12
I4	B	3	750	90	107	0,32	100
I5	B	30	750	90	92	0,37	100
R3	B	3	780	90	117	0,55	100
R4	B	30	780	90	93	0,64	100
R5	B	10	780	90	98	0,59	8
I6	C	30	720	90	91	0,28	100
I7	C	3	750	30	47	0,42	100
R6	C	30	750	90	92	0,59	100
R7	C	3	780	30	57	0,67	100
I8	C	10	720	90	92	0,26	4
I9	D	1	720	30	37	0,26	100
I10	D	3	720	90	97	0,38	100
R8	D	3	750	90	107	0,55	100
R9	D	3	780	30	57	0,59	100
I11	D	10	720	90	92	0,43	12
I12	E	3	720	90	97	0,05	100
I13	E	30	720	90	91	0,06	100
R10	E	3	780	30	57	0,70	100
R11	E	30	780	30	33	0,73	100
I14	E	10	720	90	92	0,05	3
R12	F	30	780	90	93	0,93	100

Таблиця 4

Кінцеві твердість і температура

Список зразків	Склад стан	Hv _{іні} (Виккерс)	% рекристалізованого фериту	% мартенсит + бейніт + карбіди	% нерекристалізованого фериту
I1	A	197	77 %	23 %	0 %
E	A	220	68 %	32 %	0 %
R1	A	313	34 %	66 %	0 %
R2	A	354	56 %	31 %	13 %
I3	A	190	77 %	23 %	0 %
I4	B	238	73 %	27 %	0 %
I5	B	250	75 %	25 %	0 %
R3	B	335	47 %	53 %	0 %
R4	B	345	36 %	64 %	0 %
R5	B	304	49 %	51 %	0 %
I6	C	232	87 %	13 %	0 %
I7	C	252	67 %	33 %	0 %
R6	C	465	41 %	59 %	0 %
R7	C	366	42 %	58 %	0 %
I8	C	206	71 %	29 %	0 %
I9	D	239	67 %	33 %	0 %
I10	D	262	61 %	39 %	0 %
R8	D	354	54 %	46 %	0 %
R9	D	367	34 %	66 %	0 %
I11	D	266	61 %	39 %	0 %
I12	E	207	>84 %	11 %	<5 %
I13	E	215	87 %	13 %	0 %
R10	E	426	58 %	42 %	0 %
R11	E	492	36 %	64 %	0 %
I4	E	203	84 %	16 %	0 %
R12	F	470	4 %	96 %	0 %

В таблиці 3 наведені параметри процесу, які використовувалися на стадії відпалу. Ці параметри варіювалися для одержання прикладів в рамках виробничого процесу винаходу і за його межами.

В таблиці 4 наведені результати випробування на твердість і аналізу мікроструктури кожного зразка.

В таблицях 3 і 4 посилання на приклади в рамках винаходу починаються з літери I (винахід), а порівняльні приклади починаються з літери R (порівняння).

Згідно таблиці 3, всі приклади в рамках винаходу мають коефіцієнт K строго нижче 0,50. З іншого боку, всі приклади порівняння мають параметри процесу відпалу, які після підсумовування за формулою коефіцієнта K призводять до коефіцієнта, не менше 0,50.

Звертаючись до таблиці 4, завдяки конкретному набору технологічних параметрів прикладів винаходу, які призводять до коефіцієнта K нижче 0,50, всі приклади в рамках винаходу демонструють твердість сталі перед гарячим штампуванням (Hv_{іні}) нижче 270 Hv. Це дозволяє легко обробляти зазначені сталеві листи перед гарячим штампуванням, наприклад, механічно розрізати зазначені сталеві листи без пошкодження ріжучих інструментів або змотувати і розмотувати їх у вигляді рулону тощо.

Звертаючись до таблиці 4, всі зразки винаходу, мають мікроструктуру перед гарячим штампуванням, яка включає в частках поверхні 60-100 % рекристалізованого фериту, менше 40 % суми мартенситу, бейніту і карбідів і менше 5 % нерекристалізованого фериту. Ця специфічна мікроструктура, яка включає велику кількість м'якого фериту і обмежену кількість твердих фаз (мартенситу, бейніту, карбідів і нерекристалізованого фериту), дозволяє обмежити твердість сталевих листів нижче 270 Hv.

З іншого боку, зразки порівняння, для яких параметри процесу відпалу були такі, що коефіцієнт K був вище або дорівнював 0,50, всі мали твердість сталевих листів Hv_{іні} вище 270 Hv. Їхня мікроструктура містить менше 60 % рекристалізованого фериту. При цьому або кількість нерекристалізованого фериту перевищує 5 % (зразок R2), або сума часток поверхні мартенситу, бейніту і карбідів перевищує 40 % (всі інші зразки порівняння).

Через дуже високу твердість перед гарячим штампуванням зазначені зразки порівняння буде складно обробляти перед гарячим штампуванням, що створить виробничі проблеми на підприємстві виробника самого сталевих листів (труднощі управління переміщенням матеріалу на виробничій лінії,

змотуванням його в рулон, різанням на виході лінії тощо), а також на обладнанні гарячого штампування і підсобних інструментах (складність різання заготовок, пробивання отворів тощо).

Крім того, слід зазначити, що описані вище властивості і результати одержані для широкого діапазону швидкостей охолодження після відпалу печі. Справді, швидкості охолодження, зазначені у таблиці 3, варіюються від 3 °C/c до 100 °C/c. Це означає, що процес відпалу, згідно винаходу, є стійким, незалежно від наступної швидкості охолодження лінії на якій проводиться відпал. Немає необхідності в спеціальному контролі швидкості охолодження, наприклад, з використанням секції перестарювання в секції охолодження після відпалу. Це дуже важливо для виробника сталевих листів, якому не потрібно вживати спеціальних заходів щодо контролю швидкості охолодження після печі відпалу.

Таблиця 5

Відпрацювання відпалу

Сталь	Температура ("C)	Швидкість нагрівання аустенізації ("C/c)	Загальний час витримування (с)	Висока швидкість загартування			Низька швидкість загартування			Hvfast-Hvslow (Hv)
				Висока швидкість загартування ("C/c)	Hvfast: твердість після високої швидкості загартування (Hv)	Мікроструктура після високої швидкості загартування	Низька швидкість загартування ("C/c)	Hvslow: твердість після низької швидкості загартування (Hv)	Мікроструктура після низької швидкості загартування	
A	900	10	387	465	465	>95 % мартенситу	-15	459	>95 % мартенситу	6
B	900	10	387	481	463	>95 % мартенситу	-15	445	>95 % мартенситу	18
C	900	10	387	534	513	>95 % мартенситу	-10	494	>95 % мартенситу	19
D	900	10	387	533	525	>95 % мартенситу	-5	493	>95 % мартенситу	32
E	900	10	387	578	578	>95 % мартенситу	-20	573	>95 % мартенситу	5
F	900	10	387	485	485	>95 % мартенситу	-20	358	30 % фериту + 40 % бейніту - 30 % мартенситу	127

В таблиці 5 представлені результати випробувань при високих і низьких швидкостях загартування на сталях A-F.

Зразки таблиці 5 піддавалися двом різним термічним шляхам процесу гарячого штампування для кожного хімічного складу з використанням одного і того самого набору параметрів печі аустенізації і двох різних наборів параметрів загартування. Зразки, виготовлені з використанням високої швидкості загартування, після виходу з печі аустенізації піддавалися загартуванню зі швидкістю 100 °C/c. Зразки, виготовлені з використанням низької швидкості загартування, після виходу з печі аустенізації піддавалися загартуванню зі швидкістю 5-20 °C/c в залежності від зразка. Всі зразки нагрівалися однаковим чином при температурі 900 °C і витримувалися при цій температурі протягом часу витримування 387 с.

Мікроструктура одержаних таким чином зразків і їх твердість наведені в таблиці 5.

У всіх випадках при використанні високих швидкостей загартування одержана гарячештампована деталь має мікроструктуру, яка включає більше 95 % мартенситу, і твердість вище 440 Hv, що відповідає границі міцності на розтяг приблизно вище 1400 МПа.

З іншого боку, при використанні повільної швидкості охолодження гарячештампована деталь, виготовлена зі сталі F, яка має коефіцієнт Q=27, і має мікроструктуру, яка включає лише 30 % мартенситу і високі частки м'якіших фаз фериту (30 %) і бейніту (40 %). Як наслідок, твердість виготовленої в такий спосіб гарячештампованої деталі набагато нижче, тобто існує значний розрив у 127 Hv між твердістю деталі з високою швидкістю загартування і деталі з низькою швидкістю загартування.

Однак склади сталей A-E, всі з яких мають коефіцієнт Q нижче 20, більш переважно нижче 16, призводять до одержання гарячештампованих деталей з вмістом мартенситу більше 95 % навіть при низьких швидкостях загартування не більше 20 °C/c. Це відбувається завдяки їх низькому коефіцієнту Q, який дозволяє їм бути набагато менш чутливими до швидкості загартування. Як наслідок, твердість гарячештампованих деталей при низьких швидкостях загартування, виготовлених зі сталей A-E залишається вище 440 Hv, а розрив у твердості між деталями з високою і низькою швидкістю загартування залишається дуже низьким не більше 40 Hv.

Це означає, що склади сталей A-E підходять для використання в процесі гарячого штампування з низькою швидкістю охолодження, наприклад, нижче 20 °C/c. Наприклад, ці склади сталі підходять для використання у багатостадійному процесі гарячого штампування.

На закінчення, зразки, виготовлені зі сталей A-E і з використанням таких параметрів процесу відпалу, при яких коефіцієнт K зберігається нижче 0,50, в обох випадках підходять для використання в процесі гарячого штампування, який включає низькі швидкості загартування, наприклад, нижче 20 °C/c або навіть 16 °C/c, які є достатньо м'якими перед гарячим штампуванням, щоб їх можна було легко обробляти, наприклад, шляхом різання або попереднього формування.