

Цей винахід відноситься до способу виготовлення сталевих деталей із сталевих листів, який має високий коефіцієнт збільшення отвору при гарячій обробці.

Відомо, що для виготовлення різних виробів, таких як-от частини елементів конструкції кузова і панелі кузова для автомобільних транспортних засобів, використовуються листи, виготовлені із сталей DP (двофазних) або сталей TRIP (пластичність, спричинена перетворенням).

Міцність при різанні TRIP-сталей багато в чому залежить від стабільності залишкового аустеніту. Дійсно, нестабільний аустеніт може перетворюватися при дестабілізації на мартенсит при різанні деталей, стаючи таким чином потенційним місцем виникнення пошкодження. Щоб обмежити цей ефект, сталеливарна промисловість постійно розробляє нові високоміцні сталі і способи одержання сталевих деталей з покращеними показниками плинності і границею міцності на розтяг, з придатною пластичністю і формовністю, а більш конкретно з відповідною здатністю до відборткування при розтягуванні.

У публікації WO 2017131052 описаний високоміцний сталевий лист, придатний для гарячої обробки, який має високу оброблюваність в гарячому стані і залишкову пластичність після гарячої обробки. Подовження цього відпаленого сталевих листів при температурі 150 °C перевищує 27 %. Для досягнення такої характеристики вміст вуглецю в аустеніті має контролюватись на рівні нижче 0,4 % мас., що є особливим обмеженням. Дійсно, щоб забезпечити такий низький рівень вуглецю в залишковому аустеніті, охолодження відпаленого сталевих листів необхідно контролювати і виконувати в дві стадії: перше охолодження до 500 °C із середньою швидкістю охолодження 50 °C/с, зі стадією витримування при цій температурі, наприклад, цинкування одна стадія охолодження від Ms до кімнатної температури з середньою швидкістю охолодження не менше 10 °C/с. Крім того, не надається інформація про здатність до відборткування при розтягуванні, яке є ключовою властивістю при виготовленні сталевих деталей.

Таким чином, мета винаходу полягає в тому, щоб вирішити вищезгадану проблему і запропонувати спосіб легкої обробки звичайними технологічними засобами для одержання сталевих деталей із сталі, що має високий коефіцієнт збільшення отвору, не менше 25 % під час гарячої обробки.

Мета цього винаходу досягається способом за п. 1. Спосіб також може включати характеристики з будь-якого пп. 2-9.

Надалі термін "гаряче різання" відноситься до тієї частини процесу, де сталеві заготовки нагріваються перед пробиванням або різанням. Надалі термін "кімнатна температура" відноситься до температури 20 °C.

Тепер буде описаний склад сталі винаходу, причому вміст виражається у масових відсотках.

Тут і далі Ae1 позначає рівноважну температуру перетворення, нижче за яку аустеніт повністю нестійкий, Ae3 позначає рівноважну температуру перетворення, вище якої аустеніт повністю стабільний, а Ms позначає температуру початку перетворення на мартенсит, тобто температуру, при якій аустеніт при охолодженні починає перетворюватися на мартенсит. Ці температури можна розрахувати за формулою, заснованою на масових відсотках відповідних елементів:

$$Ae1=670+15*\%Si - 13*\%Mn+18*\%Al$$

$$Ae3=890 - 20 * \sqrt{\%C}+20 *\%Si - 30 *\%Mn+130 *\%Al$$

$$Ms=560-(30*\%Mn+13*\%Si-15*\%Al+12*\%Mo)-600*(1-\exp(-0,96*\%C))$$

Згідно з винаходом, вміст вуглецю становить 0,05-0,25 %. При вмісті вуглецю вище 0,25 % кількість вуглецю в аустеніті перевищує задане значення, зводячи нанівець позитивний ефект гарячого різання. Більше того, зварюваність сталевих листів може погіршитися. Якщо вміст вуглецю нижчий за 0,05 %, фракція залишкового аустеніту є недостатньо стабілізованою для одержання відповідного подовження при кімнатній температурі. У переважному здійсненні винаходу вміст вуглецю становить 0,05-0,2 %. Більш переважно вміст вуглецю становить 0,1-0,2 %.

Вміст марганцю становить 3,5-8 % для одержання достатнього подовження при стабілізації аустеніту. При вмісті добавки більше 8 % зростає ризик осьової ліквідації через зменшення пластичності сталевих листів і сталевих деталей. При вмісті нижче 3,5 % кінцева структура включає недостатню частку залишкового аустеніту, так що відповідна пластичність не досягається. Переважно вміст марганцю становить 3,5-7 %. Більш переважно вміст марганцю становить 3,5-5 %.

Відповідно до винаходу, вміст кремнію становить 0,1-2 % для стабілізації достатньої кількості залишкового аустеніту. При вмісті понад 2 % на поверхні утворюються оксиди кремнію, що погіршує порівняльність сталі. У переважному здійсненні винаходу вміст кремнію становить 0,3-1,5 %.

Згідно з винаходом, вміст алюмінію становить 0,01-3 %, оскільки алюміній є дуже ефективним елементом для розкиснення сталі в рідкій фазі під час виготовлення і збільшення вікна процесу відпалу. Вміст алюмінію можна збільшувати максимум до 3 %, щоб уникнути появи включень і проблем з окисненням.

Необов'язково до складу сталі, згідно з винаходом, можуть бути додані деякі елементи.

Необов'язково можна додати хром до 0,5 %. Вище 0,5 % відзначається ефект насичення і додавання хрому марно і дорого.

Молібден може бути необов'язково доданий у кількості до 0,25 % для підвищення ударної в'язкості. Додавання молібдену вище 0,25 % є дорогим і неефективним з урахуванням необхідних властивостей.

Решту складу сталі представляють залізо і домішки, які утворюються в результаті виплавляння. В цьому відношенні щонайменше P, S і N вважаються залишковими елементами, які є немінучими домішками. Їх вміст не перевищує 0,010 % для S, не перевищує 0,020 % для P і не перевищує 0,008 % для N.

Тепер буде описана мікроструктура сталевих листів винаходу. Сталевий лист має мікроструктуру, що складається в частках поверхні з 10-50 % залишкового аустеніту, 50 % і більше суми фериту, бейніту і мартенситу, менше 5 % свіжого мартенситу, менше 2 % карбідів, вміст вуглецю $[C]_A$ в аустеніті строго більше 0,4 % і строго менше 0,7 %, а також з масовим процентним вмістом азоту %N, кремнію %Si, марганцю %Mn, хрому %Cr, нікелю %Ni, міді %Cu, молібдену %Mo і вуглецю в аустеніті $[C]_A$ таким, що $Md30$ становить 200-350 °C, причому $Md30$ визначається як

$$Md30(^{\circ}C) = 551 - 462 * ([C]_A + \%N) - 9,2 * \%Si - 8,1 * \%Mn - 13,7 * \%Cr - 29 * (\%Ni + \%Cu) - 18,5 * (\%Mo)$$

Мікроструктура сталевих листів включає 10-50 % залишкового аустеніту, що забезпечує високу пластичність сталі при кімнатній температурі.

Вміст вуглецю в аустеніті строго перевищує 0,4 %, щоб гарантувати стабільність аустеніту, подовження більше 10 % при кімнатній температурі і гарантувати, що коефіцієнт збільшення отвору сталевих деталей може досягти заданого значення. При вмісті вуглецю вище 0,7 % аустеніт надто сильно стабілізується і гаряче різання сталевих заготовок не впливає на коефіцієнт збільшення отвору. Цей вміст вуглецю вимірюється перед гарячим різанням з допомогою рентгенофазового аналізу.

Мікроструктура сталевих листів включає не менше 50 % суми фериту, бейніту і мартенситу. Ферит утворюється при витриманні сталевих листів.

У переважному здійсненні винаходу, в якому приготований сталевий лист являє собою холоднокатаний сталевий лист, який піддається процесу охолодження і поділу, відпущений мартенсит утворюється під час поділу холоднокатаного сталевих листів. У переважному здійсненні винаходу, в якому сталевий лист являє собою сталевий гарячекатаний лист, в якому відпущений мартенсит є самовідпущеним мартенситом, який утворюється під час охолодження гарячекатаного сталевих листів при температурі вище M_s .

Якщо сума частин фериту, бейніту і відпущеного мартенситу нижче 50 %, подовження менше 10 % при кімнатній температурі не досягається.

Мікроструктура сталевих листів містить менше 5 % свіжого мартенситу. Свіжий мартенсит при вмісті вище 5 % знижує ударну в'язкість сталевих листів. Свіжий мартенсит утворюється при охолодженні сталевих листів до кімнатної температури. Більш того, мікроструктура сталевих листів винаходу містить менше 2 % карбідів.

Масовий відсоток азоту %N, кремнію %Si, марганцю %Mn, хрому %Cr, нікелю %Ni, міді %Cu, молібдену %Mo і вуглецю в аустеніті $[C]_A$ такий, що $Md30$ становить 200-350 °C. Ця температура $Md30$ відповідає температурі, починаючи від якої 50 % залишкового аустеніту перетворюється на мартенсит після 30 % деформації.

Сталева деталь, згідно винаходу, може бути виготовлена будь-яким придатним способом виготовлення і фахівець в цій галузі може його визначити. Однак переважно використовувати спосіб згідно винаходу, який включає такі стадії:

Сталевий лист, який має вищезгаданий склад і мікроструктуру, одержують і розрізують до заданої форми, щоб одержати сталеву заготовку.

Сталеву заготовку потім нагрівають до температури T_{warm} , яка становить від ($Md30-150$ °C) до ($Md30-50$ °C), щоб одержати термооброблену сталеву заготовку, і пробивають або піддають різанню при зазначеній температурі T_{warm} перед формуванням при зазначеній температурі, щоб одержати сталеву деталь. Вище ($Md30-50$ °C) аустеніт є надто стабільним, щоб досягти покращення коефіцієнта збільшення отвору. Нижче ($Md30-150$) аустеніт дестабілізується з перетворенням на мартенсит і стає місцем потенційного виникнення пошкоджень, що призводить до низького коефіцієнта збільшення отвору.

У переважному здійсненні винаходу сталевий лист, призначений для виготовлення сталевих деталей, виготовляють на наступних стадіях:

Сталевий сляб, що має описаний вище склад, піддають гарячій прокатці для одержання сталевих гарячекатаного листа. Гарячекатаний сталевий лист потім змотують в рулон при температурі T_{coil} , яка становить 200-700 °C. Після змотування лист можна протруїти для видалення продуктів окиснення. Гарячекатаний сталевий лист потім відпалюють при температурі відпалу T_{HVA} , яка становить 500-680 °C для одержання гарячекатаного і відпаленого сталевих листів. Цей відпал призводить до пом'якшення сталі і стабільності аустеніту після остаточного відпалу завдяки концентруванню вуглецю і марганцю в карбідах або в аустеніті.

Гарячекатаний і відпалений сталевий лист потім піддають холодній прокатці для одержання холоднокатаного сталевго листа. Ступінь обтискання при холодній прокатці переважно становить 20-80 %. 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 нагрівають до температури T_{soak} не менше 680 °C і нижче температури T_1 , причому T_1 являє собою температуру, вище якої після охолодження утворюється більше 5 % мартенситу, і витримують при зазначеній температурі витримування T_{soak} протягом часу витримування t_{soak} , який не перевищує 500 с, щоб зберегти дрібний розмір залишкового зерна аустеніту і, отже, високу міцність і пластичність.

Потім термооброблений сталевий лист охолоджують до кімнатної температури, щоб одержати сталевий лист з мікроструктурою, описаною вище.

В іншому переважному здійсненні сталевий лист, призначений для виготовлення сталевго деталі, виготовляється на наступних стадіях:

Сталевий сляб, що має вищеописаний склад, піддають гарячій прокатці для одержання сталевго гарячекатаного листа. Потім сталевий гарячекатаний лист змотують в рулон при температурі T_{coil} 200-700 °C. Після змотування лист можна протруїти для видалення окиснення. Гарячекатаний сталевий лист потім відпалюють при температурі відпалу T_{HBA} , яка становить 500-680 °C, з одержанням гарячекатаного і відпаленого сталевго листа. Цей відпал призводить до розм'якшення сталі і допомагає стабілізувати аустеніт під час остаточного відпалу завдяки високій концентрації вуглецю і марганцю в карбідах або в аустеніті.

Гарячекатаний і відпалений сталевий лист потім піддають холодній прокатці для одержання холоднокатаного сталевго листа. Ступінь обтискання при холодній прокатці переважно становить від 20 до 80 %. Нижче 20 % рекристалізація під час подальшої термообробки не сприяє, що може погіршити пластичність сталевго листа. При перевищенні 80 % існує ризик розтріскування крайок під час холодної прокатки.

Холоднокатаний сталевий лист потім нагрівають до температури не менше T_{soak} 780 °C і витримують при зазначеній температурі витримування T_{soak} протягом часу витримування t_{soak} менше 500 с, щоб зберегти дрібний розмір залишкового зерна аустеніту і, отже, високу пластичність.

Потім термооброблений сталевий лист охолоджують до температури T_Q , яка становить від 20 °C до ($M_s - 50$ °C), і нагрівають до температури поділу T_P , яка становить від 150 °C до 550 °C, і витримують при зазначеній температурі поділу T_P протягом часу поділу t_P від 1 до 1800 с. Потім термооброблений сталевий лист охолоджують до кімнатної температури, щоб одержати сталевий лист з мікроструктурою, описаною вище.

В іншому варіанті сталевий лист, призначений для виготовлення сталевго деталі, виготовляється на наступних послідовних етапах:

Сталевий сляб, що має описаний вище склад, піддають гарячій прокатці з одержанням сталевго гарячекатаного листа. Потім сталевий гарячекатаний лист змотують в рулон при температурі T_{coil} від 200 °C до 700 °C, а потім охолоджують до кімнатної температури.

Згідно винаходу, коефіцієнт збільшення отвору термообробленої сталі $HER_{T_{\text{warm}}}$ нагрітої до T_{warm} і коефіцієнт збільшення отвору сталі при 20 °C ($HER_{20\text{ °C}}$) такі, що $(HER_{T_{\text{warm}}} - HER_{20\text{ °C}}) / HER_{20\text{ °C}}$ перевищує або дорівнює 50 %. Переважно коефіцієнт збільшення отвору термообробленої сталі $HER_{150\text{ °C}}$, нагрітої до T_{warm} 150 °C, і коефіцієнт збільшення отвору сталі $HER_{20\text{ °C}}$ при 20 °C такі, що $(HER_{150\text{ °C}} - HER_{20\text{ °C}}) / HER_{20\text{ °C}}$ перевищує або дорівнює 50 %.

HER вимірюють відповідно до ISO 16630.

Згідно винаходу, подовження сталі EI при кімнатній температурі перевищує або дорівнює 10 %. EI вимірюють відповідно до стандарту ISO 6892-1.

У переважному здійсненні винаходу сталь має $HER_{20\text{ °C}}$ вище або рівний 10 %. В іншому варіанті здійснення винаходу термооброблена сталь має $HER_{150\text{ °C}}$ вище або рівний 25 %.

Приклади

Три марки сталі, склади яких наведені у таблиці 1, відливають у вигляді напівфабрикатів і переробляють на сталеві листи.

Випробувані склади наведені у наступній таблиці, де вміст елементів виражений у масових відсотках.

Таблиця 1

Склади

Сталь	C	Mn	Si	Al	Cr	Mo	S	P	N	Ae1 (°C)	Ae3 (°C)	Ms (°C)
-------	---	----	----	----	----	----	---	---	---	-------------	-------------	------------

A	0.11	4.78	0.46	1.58	0	0	0.001	0.014	0.003	653	955	374
B	0.18	3.8	1.2	0.3	0	0.2	0.0008	0.011	0.003	652	831	337
C	0.37	1.93	1.95	0.041	0.33	0.098	0.0019	0.01	0.0029	679	864	297

Сталі А і В відповідають винаходу, сталь С не відповідає винаходу.

Сталеві напівфабрикати після виливки повторно нагрівають при 1200 °С, піддають гарячій прокатці і потім змотують рулони при 450 °С. Потім сталеві гарячекатані листи нагрівають до температури T_{HBA} , яка становить 500-680 °С, і витримують при зазначеній температурі протягом часу витримування t_{HBA} . Потім гарячекатаний і термооброблений сталевий лист піддають холодній прокатці зі ступенем обтискання 50 %, перед нагріванням до температури витримування T_{soak} і витримують при зазначеній температурі протягом часу витримування t_{soak} . У випробуваннях 3 і 4 термооброблені сталеві листи загартовують при температурі MS-50 °С, перед нагріванням до температури розподілу T_P і витримують при зазначеній температурі T_P протягом часу витримування t_P .

Потім сталеві листи охолоджують до кімнатної температури. Для одержання термооброблених сталевих листів застосовують такі особливі умови:

Таблиця 2

Параметри обробки сталевих листів

Випробування	Сталь	Відпал гарячекатаного листа (HBA)		Витримування		Температура загартування (°C)	Поділ	
		$T_{HBA}(^{\circ}C)$	$T_{HBA}(год.)$	$T_{soak}(^{\circ}C)$	$t_{soak}(c)$		$T_P(^{\circ}C)$	$t_P(c)$
1	A	600	15	737	210	-	-	-
2	A	600	15	725	213	-	-	-
3	B	620	15	830	170	175	450	90
4	C	650	8	870	120	230	410	280
5	A	600	15	770	200	-	-	-

Підкреслені значення: параметри, які дозволяють одержати цільові властивості. Сталеві листи аналізують, і відповідна мікроструктура представлена в таблиці 3.

Таблиця 3

Мікроструктура сталевих листів
Визначена мікроструктура сталевих листів:

Випробування	Залишковий аустеніт (%)	Ферит + Відпущений мартенсит + бейніт (%)	Свіжий мартенсит (%)	Карбіди (%)	[C] _A (% мас.)	Md ₃₀ (°C)
1	25,5	72,5	2	0	0,43	285
2	23	76	0	1	0,47	256
3	14	85	0	1	0,60	225
4	17,9	80,6	1	0,50	0,89	99
5	11	60	29	0	0,29	352

Підкреслені значення: не відповідають винаходу

[C]_A відповідає кількості вуглецю в аустеніті, у масових відсотках. Його вимірюють з допомогою рентгенофазового аналізу.

Частки поверхні фаз у мікроструктурі визначають таким методом: із сталевих листів вирізають зразок, полірують і протравлюють відомим реагентом для проявлення мікроструктури. Потім зріз досліджують з допомогою сканувального електронного мікроскопа, наприклад, з допомогою електронного сканувального мікроскопа з польовою емісійною гарматою ("FEG-SEM") при збільшенні більше 5000× в режимі вторинних електронів.

Визначення частки поверхні фериту здійснюється завдяки результатам вивчення SEM після травлення реагентом Нітал або Пікрал/Нітал.

Визначення об'ємної частки залишкового аустеніту провадиться методом рентгенофазового аналізу. Визначення типу мартенситу можна виконати і кількісно оцінити з допомогою електронного сканувального мікроскопа.

Відсотковий вміст карбідів визначається з допомогою дослідження частини листа з допомогою електронного сканувального мікроскопа з польовою емісійною гарматою ("FEG-SEM") і аналізу зображення при збільшенні більше 15000 $\times$.

Потім сталеві листи розрізають для одержання сталевої заготовки. Сталеві заготовки досліджують при кімнатній температурі (20 °C) і відповідні механічні властивості наведені в таблиці 4.

Потім сталеві заготовки повторно нагрівають до температури T_{warm} 150 °C перед пробиванням або різанням при температурі T_{warm} . Досліджують термооброблені сталеві заготовки, відповідні механічні властивості наведені в таблиці 4.

Таблиця 4

Механічні властивості сталевих заготовок

Випробування	$(HER_{T_{warm}}=HER_{20\text{ }^{\circ}\text{C}})/HER_{20\text{ }^{\circ}\text{C}}$ при $T_{warm}=150\text{ }^{\circ}\text{C}$	Властивості при кімнатній температурі (20 °C)		Властивості при $T_{warm}=150\text{ }^{\circ}\text{C}$
		E1 (%)	$HER_{20\text{ }^{\circ}\text{C}}$ (%)	$HER_{150\text{ }^{\circ}\text{C}}$ (%)
1	77 %	14,6	15,8	28,02
2	84 %	19	22,9	42,1
3	58 %	13,3	26,7	42,1
4	3 %	18,4	22,1	22,8
5	н.в.	9,1	11	н.в.

Підкреслені значення: не відповідають винаходу
н.в.: значення не визначалося

У випробуваннях 1-3 склади і умови виготовлення відповідають винаходу. Таким чином досягаються шукані властивості. Ефект гарячого різання сталевої заготовки особливо проявляється у збільшенні коефіцієнта збільшення отвору $HER_{150\text{ }^{\circ}\text{C}}$ при 150 °C порівняно з $HER_{20\text{ }^{\circ}\text{C}}$ коефіцієнт збільшення отвору при кімнатній температурі.

У випробуванні 4 вміст вуглецю в сталевому листі занадто великий, що призводить до високого вмісту вуглецю в аустеніті. Це означає, що аустеніт стабілізується, усуваючи вплив гарячого різання на коефіцієнт збільшення отвору.

У випробуванні 5 відпаляють сталь при більш високій температурі порівняно з випробуваннями 1 і 2. Таким чином, утворюється велика кількість аустеніту з низьким вмістом вуглецю всередині і тому він менш стабільний, ніж у випробуваннях 1 і 2. Таким чином, цей аустеніт перетворюється на свіжий мартенсит при охолодженні і гарячому різанні. Така кількість свіжого мартенситу призводить до подовження сталевої деталі за кімнатної температури менше 10 %.