



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 131077

(13) C2

(51) МПК

C21D 1/673 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01)
C22C 38/48 (2006.01)
C22C 38/50 (2006.01)
C22C 38/54 (2006.01)
C21D 1/19 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)

НАЦІОНАЛЬНИЙ ОРГАН
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ ВЛАСНОСТІ
ДЕРЖАВНА ОРГАНІЗАЦІЯ
"УКРАЇНСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ
ОФІС ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ ТА ІННОВАЦІЙ"

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

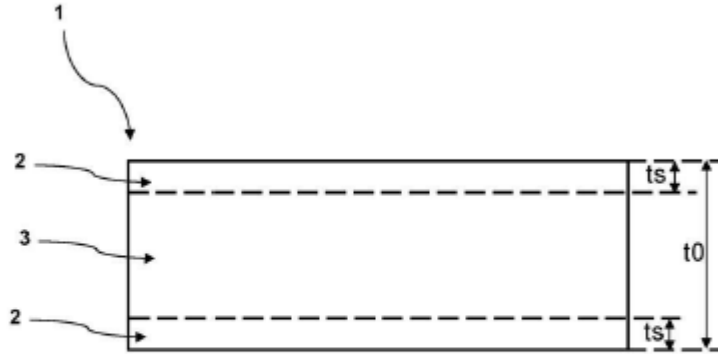
(21) Номер заявки:	а 2023 05780	(72) Винахідник(и):	Кобо Себастьян (FR), Стувено Франсуа (FR), Лукас Еммануель (FR)
(22) Дата подання заявки:	29.04.2022	(73) Володілець (володільці):	АРСЕЛОРМІТТАЛ, 24-26, Boulevard d'Avranches, L-1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)
(24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності:	30.07.2026	(74) Представник:	Слободянюк Оксана Олександрівна, реєстр. №216
(31) Номер попередньої заявки відповідно до Парижської конвенції:	PCT/IB2021/053731	(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою:	US 2017298465 A1, 19.10.2017 WO 2020/045219 A1, 05.03.2020 WO 2020/045220 A1, 05.03.2020 US 2019233927 A1, 01.08.2019 UA 117865 C2, 10.10.2018
(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Парижської конвенції:	04.05.2021		
(33) Код держави-учасниці Парижської конвенції, до якої подано попередню заявку:	IB		
(41) Публікація відомостей про заявку:	05.06.2024, Бюл.№ 23		
(46) Публікація відомостей про державну реєстрацію:	29.07.2026, Бюл.№ 30		
(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ	PCT/IB2022/053986, 29.04.2022		

(54) СТАЛЕВИЙ ЛИСТ І ВИСОКОМІЦНА, ЗАГАРТОВАНА ПІД ПРЕСОМ СТАЛЕВА ДЕТАЛЬ, І СПОСІБ ЇЇ ВИГОТОВЛЕННЯ**(57) Реферат:**

Сталевий лист, виготовлений із сталі, що має склад, який містить, мас. %: С - 0,3-0,4, Мн - 0,5-1,0, Si - 0,4-0,8, Cr - 0,1-1,0, Мо - 0,1-0,5, Nb - 0,01-0,1, Al - 0,01-0,1, Ti - 0,008-0,03, В - 0,0005-

UA 131077 C2

0,003, $P \leq 0,020$, $Ca \leq 0,001$, $S \leq 0,004$, $N \leq 0,005$ і, необов'язково, містить $Ni < 0,5$; має мікроструктуру, що включає, в частках поверхні, від 60 до 95 % фериту, решта являє собою мартенситно-аустенітні острівці, перліт або бейніт, і включає основу і поверхневий шар, який займає найбільш віддалені від центру 10 % товщини на кожній з двох сторін основи, при цьому зазначений поверхневий шар характеризується заповненістю його включеннями, в якій загальна поверхнева частка оксидів MnS і $TiNbCN$ не перевищує $60 \cdot 10^{-6}$.



Фиг. 1

Цей винахід відноситься до сталевих листів і високоміцних, загартованих під пресом сталевих деталей, що мають хороші властивості гнучкості.

Високоміцні, загартовані під пресом деталі можна використовувати як конструктивні елементи автомобільних транспортних засобів для виконання функцій захисту від пошкодження або поглинання енергії.

Для таких варіантів застосування бажано виробляти сталеві деталі, які поєднують в собі високу механічну міцність і високий опір ударному навантаженню. Крім того, однією з головних проблем автомобільної промисловості є необхідність зниження маси транспортних засобів для підвищення ефективності використання ними палива у світлі глобальної охорони довкілля, без нехтування вимогами безпеки.

Зазначене зниження маси може досягатися, зокрема, за рахунок використання сталевих деталей, переважно з мартенситною мікроструктурою.

Отримувати сталі дуже високої міцності, які також мають хорошу стійкість до утворення тріщин при згинанні дуже важко. Дійсно, сталі дуже високою міцністю виявляють тенденцію до раннього розтріскування при дії згинального навантаження. Це несприятливо впливає на аварійну стійкість деталі, виробленої з такої високоміцної сталі, оскільки, навіть незважаючи на те, що цей матеріал здатний протистояти дуже високим навантаженням завдяки його високій міцності на розтяг, як тільки на деталі почнуть з'являтися тріщини, вони будуть швидко поширюватися при подальшій дії навантаження, і деталь передчасно вийде з ладу.

Мета цього винаходу полягає у вирішенні вищезгаданої проблеми і одержанні загартованої під пресом сталеві деталі, яка поєднує дуже хороші механічні властивості: міцністю на розтяг після гарячого штампування, не менше 1800 МПа і кутом вигину в напрямку прокатки, нормованому на 1,5 мм не менше 50°, вимірними за стандартом VDA-238.

Інша мета цього винаходу полягає в одержанні сталевих листа, який можна перетворювати на таку загартовану під пресом сталеву деталь шляхом гарячого формування.

Мета цього винаходу досягається за допомоги одержання сталевих листа за п. 1, який необов'язково має ознаки п. 2. Інша мета цього винаходу досягається за допомоги одержання загартованої під пресом сталеві деталі за п. 3. Сталева деталь також може мати характеристики п. 4. Ще одна мета досягається шляхом розробки способу за п. 5.

Далі винахід буде докладно описаний і проілюстрований необмежувальними прикладами з посиланням на Фіг. 1, яка є схематичним перерізом сталевих листа, відповідного винаходу.

Заготовка сталі відноситься до плоского листа сталі, відрізаного в будь-якій формі, яка підходить для використання. Ця заготовка має верхню і нижню площини, які називаються також верхньою і нижньою стороною або верхньою і нижньою поверхнею. Відстань між зазначеними площинами позначається як товщина заготовки. Товщину можна вимірювати, наприклад, з використанням мікрометра, гвинт і п'ятку якого поміщають на верхню і нижню площини. Аналогічним способом можна також вимірювати товщину формованої деталі.

Гаряче формування являє собою технологію формування, яка включає нагрівання заготовки до температури, при якій мікроструктура сталі щонайменше частково перетворюється на аустеніт, формування заготовки при високій температурі шляхом її штампування і загартовування формованої деталі для одержання мікроструктури, яка має дуже високу міцність. Гаряче штампування дозволяє одержувати деталі дуже високої міцності складної форми і надає багато технічних переваг. Слід розуміти, що термообробка, якій піддається деталь, включає не лише описаний вище тепловий цикл самого процесу гарячого штампування, але також, можливо, інші наступні цикли термообробки, такі як-от стадія гарячого висушування фарби, яку здійснюють після фарбування деталі, для виконання гарячого висушування фарби. Нижче наведені виміряні значення механічних характеристик гарячештампованих деталей після завершення повного теплового циклу, який необов'язково включає наприклад, стадію гарячого висушування фарби у разі, якщо гаряче висушування фарби дійсно здійснювалася.

Границю міцності на розтяг вимірюють за стандартом ISO 6892-1, опублікованому у жовтні 2009 р. Зразки для випробування на розтяг вирізують із плоских областей гарячештампованої деталі. За необхідності, для випробування на розтяг відбирають зразки малого розміру по всій доступній плоскій області деталі.

Кут вигину вимірюють за стандартом VDA-238 випробування на вигин. Для того самого матеріалу кут вигину залежить від товщини. Для спрощення, значення кута вигину цього винаходу відносяться до товщини 1,5 мм. Якщо товщина відрізняється від 1,5 мм, значення кута вигину необхідно нормувати на 1,5 мм шляхом наступного розрахунку, де $\alpha_{1,5}$ є кутом вигину, нормованому на 1,5 мм, t є товщиною, а αt є кутом вигину для товщини t :

$$\alpha_{1,5} = (\alpha t \times \sqrt{t}) / \sqrt{1,5}$$

В цьому винаході кут вигину вимірювали в напрямку прокатки, тобто, напрямку, вздовж якого

переміщався сталевий лист на стадії гарячої прокатки. Кут вигину вимірювали з використанням лазерного вимірювального пристрою. При проведенні випробувань на вигин гарячештампованої деталі зразки вирізають із плоских областей деталі. За необхідності відбирають зразки малого розміру з урахуванням всієї доступної плоскої області деталі. Якщо напрямок прокатки гарячештампованої деталі невідомий, його можна визначати за перерізом зразка на сканувальному електронному мікроскопі (СЕМ) з використанням методу дифракції зворотного розсіювання електронів (EBSD). Напрямок прокатки визначають за інтенсивністю функції густини орієнтації (ODF), характерній для основних волокон при $\phi_2=45^\circ$, де ϕ_2 є кутом Ейлера, як описано в книзі "H.-J. Bunge: Texture Analysis in Materials Science-Mathematical Methods. 1st English Edition by Butterworth Co (Publ.) 1982" (див. Фіг. 2.2 і 2.3 для визначення кута ϕ_2).

Кут вигину деталі є індикатором здатності деталі опиратися деформації без утворення тріщин.

Далі буде описаний склад сталі згідно з цим винаходом, при цьому вміст виражений у мас. відсотках. Хімічні склади надані у вигляді нижньої і верхньої межі діапазону складу, при цьому зазначені межі знаходяться в межах можливого діапазону складу, відповідного цьому винаходу.

Згідно з винаходом, вміст вуглецю знаходиться в діапазоні від 0,3 % до 0,4 % для забезпечення задовільної міцності. При вмісті вуглецю вище 0,4 % можуть знижуватися зварюваність і гнучкість сталевих листів. Якщо вміст вуглецю нижчий за 0,3 %, міцність на розтяг не досягне цільового значення.

Вміст марганцю перебуває в діапазоні від 0,5 % до 1,0 %. При додаванні марганцю у кількості більше 1,0 % підвищується ризик утворення MnS і втрату гнучкості. При вмісті нижче 0,5 % знижується прожарюваність сталевих листів.

Вміст кремнію знаходиться в діапазоні від 0,4 до 0,8 %. Кремній є елементом, що сприяє зміцненню твердого розчину. Кремній додають для обмеження утворення карбідів. При вмісті кремнію вище 0,8 % на поверхні утворюються оксиди кремнію, що погіршує здатність сталі до нанесення шару покриття. Крім того, може знижуватися зварюваність сталевих листів.

Вміст хрому знаходиться в діапазоні від 0,1 до 1,0 %. Хром є елементом, що сприяє зміцненню твердого розчину, і його має бути більше 0,1 % для забезпечення достатньої міцності. Вміст хрому переважно не перевищує 0,4 % для обмеження проблем оброблюваності і собівартості. Переважно, вміст хрому знаходиться в діапазоні від 0,1 % до 0,4 %.

Вміст молібдену в діапазоні від 0,1 % до 0,5 %. Молібден покращує прожарюваність сталі. При його вмісті нижче 0,1 % не досягається відповідна міцність на розтяг. Вміст молібдену становить переважно не перевищує 0,4 % для обмеження собівартості.

Вміст ніобію знаходиться в діапазоні від 0,01 до 0,1 %. Ніобій покращує пластичність сталі. При вмісті вище 0,1 % підвищується ризик утворення карбідів NbC або Nb(C, N) і втрату гнучкості. Переважно, вміст ніобію знаходиться в діапазоні від 0,03 % до 0,06 %.

Згідно з винаходом, вміст алюмінію знаходиться в діапазоні від 0,01 до 0,1 %, оскільки він є дуже ефективним елементом для розкиснення сталі при обробці в рідкій фазі. Алюміній може захищати бор, якщо вміст титану є недостатнім. Вміст алюмінію не перевищує 0,1 %, щоб уникнути проблем окиснення і утворення фериту під час загартування під пресом. Переважно, вміст алюмінію знаходиться в діапазоні від 0,03 % до 0,05 %.

Згідно з винаходом, вміст титану знаходиться в діапазоні від 0,008 % до 0,03 % для захисту бору, який би захоплювався всередину виділюваних фаз BN. Вміст титану обмежується 0,03 %, щоб уникнути утворення надлишкового TiN. Як пояснюється більш докладно далі, можна додавати належну кількість Ti для поглинання залишкового вмісту N при вимірюванні концентрації N в рідкій сталі перед додаванням Ti.

Згідно з винаходом, вміст бору знаходиться в діапазоні від 0,0005 % до 0,003 %. Бор покращує прожарюваність сталі. Вміст бору не перевищує 0,003 %, щоб уникнути проблем руйнування слябу в ході безперервного розливання.

Вміст фосфору регулюється на рівні нижче 0,020 %, оскільки він призводить до виникнення крихкості і проблем при зварюваності.

Вміст кальцію регулюється на рівні нижче 0,001 %, оскільки присутність кальцію в рідкій сталі може призводити до утворення крупнозернистих виділень, які несприятливо впливають на гнучкість.

Вміст сірки регулюється на рівні нижче 0,004 %, оскільки присутність сірки в рідкій сталі може призводити до утворення виділень MnS, які несприятливо впливають на гнучкість.

Вміст азоту регулюється на рівні нижче 0,005 %, переважно нижче 0,004 %, навіть переважно нижче 0,003 %. Присутність азоту може призводити до утворення таких виділень, як-от TiN або TiNbCN, які несприятливо впливають на гнучкість.

Нікель необов'язково додають до концентрації 0,5 %. Нікель можна використовувати для

захисту сталі від уповільненого розтріскування.

Решта складу сталі є залізом і домішками, які утворюються в результаті плавки.

Далі буде описана мікроструктура сталевго листа з покриттям, який відповідає винаходу.

5 Сталевий лист має мікроструктуру, яка включає в частках поверхні від 60 % до 95 % фериту, решта являє собою мартенситно-аустенітні острівці, перліт або бейніт.

Ферит утворюється в ході міжкритичного відпалу холоднокатаного сталевго листа. Рештою мікроструктури наприкінці періоду томління є аустеніт, який перетворюється на мартенситно-аустенітні острівці, перліт або бейніт при охолодженні сталевго листа.

10 Загальна кількість фериту в мікроструктурі сталевго листа є функцією хімічного складу, температури відпалу T_A і часу томління t_A . Що вища температура відпалу T_A в діапазоні від 700 °C до 850 °C і що довший період часу t_A в діапазоні від 10 с до 20хв тим більше аустеніту утворюється в ході відпалу. По завершенні відпалу перетворення утвореного аустеніту на мартенсит, бейніт або ферит буде залежати, головним чином, від швидкості охолодження. Швидкість охолодження становить переважно не перевищує 10 °C/с для формування якомога

15 більшої кількості м'яких фаз (фериту, бейніту). Це обумовлює хорошу оброблюваність сталевго листа перед гарячим штампуванням.

Звертаючись до Фіг. 1, відзначимо, що сталевий лист 1, відповідний винаходу, має основну частину 3, а також верхній і нижній поверхневий шар 2. Загальна товщина сталевго листа становить 1 t_0 , а товщина t_s поверхневих шарів 2 така, що $t_s=t_0 \cdot 10\%$. іншими словами,

20 поверхневі шари 2 займають найбільш віддалені від центра 10 % товщі на кожній з двох сторін основної частини. Зазначені поверхневі шари 2 мають включення на поверхневому шарі, в яких поверхнева частка оксидів не перевищує $60 \cdot 10^{-6}$. Спосіб, який використовується для вимірювання заповненості включеннями, докладно додатково описаний нижче.

25 Автори цього винаходу виявили, що існує кореляція між кутом вигину і заповненістю включеннями поверхневого шару, зокрема, оксидами. Через регулювання зазначеної заповненості поверхневого шару включеннями можна збільшувати кут вигину без несприятливого впливу інші характеристики продукту, такі як-от міцність на розтяг.

30 Далі викладена методологія, яку використовують для опису характеристик включень в сталевому листі і сталевих деталях. Слід розуміти, що це є лише однією з можливих методологій і що також можна застосовувати і інші регламенти.

Включення, присутні в сталевому листі, охарактеризовані при використанні електронного сканувального мікроскопа (СЕМ) з польовою емісійною гарматою (FEG). СЕМ Tescan Mira 3 використовували при налаштуванні потужності 14 кВ. Крім того, проводили аналіз включень із використанням енергодисперсійної спектроскопії (EDS). Використовували зонд Bruker EDS 120 мм².

Зразок поділяють на 3 ділянки (верхній поверхневий шар, нижній поверхневий шар, основна частина, як описано раніше). Кожну ділянку поділяють на зони. В кожній зоні визначають включення. Збільшують масштаб зображення кожного включення для виявлення морфологічних ознак і проведення аналізу EDS. Для виявлення частинок встановлюють подвійний поріг з градаціями сірого (за шкалою від 0 до 255, при цьому 0 представляє чорний колір, а 255 представляє білий колір):

- класичні темні частинки, такі як оксиди, характеризуються рівнем градацій сірого <150

- частинки, такі як частинки NbC, з рівнем градацій сірого >220

45 Використовуючи інформацію зонда EDS, відомості про форму і рівень яскравості, кожну частинку потім відносять до однієї з наступних категорій: TiN, NbC, TiNbCN, оксид алюмінію, складні оксиди, оксисульфід, MnS.

Наступна стадія полягає у розрахунку для всього набору включень і кожного сімейства частинок таких характеристик:

50 - середній діаметр в мкм

- густина в кількості включень/мм²

- поверхнева частка включень, що визначається як загальна сума на всіх аналізованих зонах ділянки поверхні, зайнятої цим сімейством включень, поділена на загальну поверхню всіх аналізованих областей. Поверхневу частку включень можна обчислювати з використанням наступної формули (в даному випадку для типу частинок, званих "X"):

Поверхнева частка $X = \frac{\sum \text{площа поверхні всіх частинок}}{\sum \text{аналізована площа поверхні}}$

60 Поверхнева частка включень поєднує в одному параметрі інформацію і про рівень густини частинок, і про їх середній розмір. Автори цього винаходу виявили, що поверхнева частка включень є хорошим індикатором чистоти і у разі конкретних включень добре корелює з деякими ключовими експлуатаційними характеристиками, такими як-от кут вигину.

Сталевий лист з покриттям, який відповідає цьому винаходу, можна одержувати будь-яким відповідним способом виготовлення і його може визначати фахівець у цій галузі техніки. Однак переважно використовувати спосіб, відповідний цьому винаходу, який включає описані нижче стадії.

5 В подальшому описі термін "ківш" відноситься до посудини, що використовується для рідкої сталі в ході процесу рафінування. Термін "проміжний розливний ківш" відноситься до місткості, в яку наливають рідку сталь перед розливанням її у форми. Проміжний розливний ківш використовують при безперервному розливанні: це дозволяє мати буфер рідкої сталі, доступний для розливання в період між завершенням зливання з одного ковша і відкриттям наступного ковша.

Одержують напівпродукт, здатний в подальшому піддаватися гарячій прокатці, зі складом сталі, описаним вище. Слід виявляти особливу обережність при рафінуванні зазначеного напівпродукту, зокрема, в рідкій фазі і при розливанні, для регулювання заповненості включеннями.

15 В першому варіанті здійснення процес рафінування рідкої сталі включає наступні стадії:

- після зневуглювання чавуну в конвертері за допомоги кисневого дуття рідку сталь випускають у ківш без додавання Al або будь-якого іншого розкиснювального елемента, такого як-от Si або Mn, який розкиснював би сировинну сталь на цій стадії. Це дозволяє мінімізувати подальше поглинання азоту рідкою сталлю.

20 - основні легуючі елементи, зокрема Mn, Si, Cr, Mo, Nb і B, але не Ti, включають до складу рідкої сталі під вакуумом, наприклад, з використанням системи вакуумної дегазації Ruhrstahl Heraeus (RH) або вакуумної камери дегазації (VTD). Це дозволяє серед інших переваг забезпечувати низький вміст азоту.

25 - стадію знесірчення здійснюють після зазначеної стадії вакуумної дегазації для досягнення бажаних, дуже низьких концентрацій сірки. Стадія знесірчення включає обмін між рідкою сталлю і шлаком, що утворюється при додаванні до плавки флюсів, таких, як-от флюси на основі CaO. Зазначені флюси можна додавати перед стадією знесірчення, наприклад, при випусканні розплавленої сталі з конвертера.

30 - Ti додають після стадії знесірчення. Ti додають, наприклад, з урахуванням вимірної кількості азоту для введення лише належної кількості Ti для виділення N у формі TiN в напівпродукті. Наприклад, кількість додається Ti, у мас. відсотках, що дорівнює 3,42-кратній або дещо більшій кількості азоту, виміряній після знесірчення.

35 - для доведення до мінімуму кількості алюмінітів кальцію, які можуть надавати несприятливий вплив на характеристики вигину загартованої під пресом деталі, не вводять ніяких добавок, що містять Ca (таких як-от SiCa, FeCa або чистий Ca). Завдяки дуже низьким концентраціям S, досяжним при використанні цільового складу і способу, одержувана сталь матиме низьку заповненість MnS.

40 - забезпечують мінімальний час для активування флотації включень. Флотація включень означає явище, згідно з яким включення, які містяться в рідкій сталі, внаслідок їх нижчої поверхневої густини, ніж у сталі, спливають до шлаку, що покриває рідку сталь. Як тільки включення поглинаються шлаком, вони видаляються з рідкої сталі і не будуть розливатись в напівпродукт, знижуючи таким чином заповненість включеннями. Автори цього винаходу виявили, що згаданий час флотації включень корелює з поверхневою часткою оксидів у поверхневих шарах сталевих листів. Визначення зазначеного часу флотації включень залежить від конкретного технологічного маршруту і обладнання, яке застосовується для виготовлення сталі. Наприклад, в описаному вище випадку, в якому добавки Mn, Si, Cr, Mo, Nb і B вносять з використанням вакуумного дегазатора, а потім знесірчують рідку сталь, час флотації включень являє собою суму:

50 - часу перебування у вакуумному дегазаторі після додавання Mn, Si, Cr, Mo, Nb і B (час вимірюють після введення легуючих елементів, оскільки додавання зазначених елементів може призводити до утворення зародків частинок включень, які повинні спливати в шлак),

- часу перебування на стадії знесірчення,

55 - часу утримування в період між стадією знесірчення і самою операцією безперервного розливання. Зазначене утримання може включати слабке перемішування з використанням контрольованого впорскування інертного газу після знесірчення, стадії переміщення ковша в проміжку між блоком знесірчення і операції безперервного розливання, час очікування на стадії безперервного розливання тощо. Стадія безперервного розливання починається, коли ківш відкривається для початку зливання в проміжний розливний ківш.

В другому варіанті здійснення процес рафінування рідкої сталі включає наступні стадії:

60 - після зневуглювання чавуну в конвертері за допомоги кисневого дуття рідку сталь

випускають у ківш. Необов'язково, на цій стадії можна додавати частину легуючих елементів, як-от, наприклад, можна додавати, щонайменше, частину, які містяться в сталі Mo, Cr і Mn,

- потім здійснюють стадію знесірчення для досягнення бажаних, дуже низьких концентрацій сірки. Стадія знесірчення включає обмін між рідкою сталлю і шлаком, що утворюється при додаванні до плавки флюсів, таких, як-от флюси на основі CaO. Зазначені флюси можна

- на цій стадії основні легуючі елементи, зокрема Mn, Si, Cr, Mo, Nb і В, але не Ti, вводять до складу рідкої сталі під впливом вакууму, наприклад, при використанні системи вакуумної дегазації RH або VTD. Після додавання основних легуючих елементів перемішують сталь у вакуумі, і це відомо як стадія перемішування. Наприклад, у разі застосування системи вакуумної дегазації RH в ній природно порушується перемішування в результаті циркуляції рідкої сталі по трубах вакуумної посудини. При використанні VTD перемішування можна викликати, наприклад, шляхом барботування аргону всередину рідкої сталі. Зазначена стадія перемішування відіграє роль як для рівномірного розподілу легуючих елементів всередині рідкої сталі, так і для активування флотації включень.

- Ti додають наприкінці процесу вакуумної дегазації. Наприклад, кількість додаваного Ti вводится з урахуванням виміряного вмісту азоту для додавання лише належної кількості Ti для виділення N у формі TiN в напівпродукті. Наприклад, додавана кількість Ti, у мас. відсотках, дорівнює 3,42-кратній або дещо більшій кількості азоту, виміряному наприкінці стадії перемішування.

- для доведення до мінімуму кількості алюмінів кальцію, які можуть надавати несприятливий вплив на характеристики вигину загартованої під пресом деталі, не вводять ніяких добавок, які містять Ca (такі як-от SiCa, FeCa або чистий Ca). Завдяки дуже низьким концентраціям S, досягнутим при використанні цільового складу і способу, одержувана сталь матиме низьку заповненість MnS. Автори цього винаходу виявили, що при такому низькому вмісті MnS характеристики вигину були дуже хорошими, навіть без додавання Ca для глобуляризації заповненості MnS.

- як і в першому варіанті здійснення, забезпечується мінімальний час для активації флотації включень. В зазначеному другому варіанті здійснення, в якому рідку сталь знесірчують перед додаванням основних легуючих елементів у вакуумі, час флотації включень є сумою:

- часу перебування у вакуумному дегазаторі після додавання Mn, Si, Cr, Mo, Nb і В,

- часу утримування в період між перебуванням у вакуумному дегазаторі і самою операцією безперервного розливання. Зазначене утримання може включати стадії переміщення ковша в проміжку між вакуумним дегазатором і блоком операції безперервного розливання, час очікування на стадії безперервного розливання тощо. Стадія безперервного розливання починається, коли ківш відкривається для початку зливання в проміжний розливний ківш.

В більш загальному випадку, переважно рафінувати сталь шляхом введення основних добавок Mn, Si, Cr, Mo, Nb і В у вакуумі, з використанням, наприклад, вакуумного дегазатора. Це дозволяє досягати низького вмісту азоту в сталі і, у свою чергу, дозволяє краще регулювати кількість азотовмісних включень в сталі.

В більш широкому значенні час флотації включень визначається як сумарний час, в якому знаходиться рідка сталь після додавання Mn, Cr, Si, Mo, Nb і В, і до початку стадії розливання.

Для контролю поверхневої частки включень у поверхневому шарі сталевого листа час флотації включень слід регулювати на рівні вище мінімального часу флотації включень t_f . Значення t_f залежатиме від конкретної промислової установки, яку використовують для виробництва сталі. Він залежатиме від технологічного маршруту в сталеливарному цеху, а також від геометричної конфігурації ковшів, які використовуються для обробки рідкої сталі. Оскільки час флотації включень пов'язаний з флюїдодинамікою і рухом малих частинок всередині рідкої сталі, мінімальний час флотації включень, необхідний для досягнення бажаної концентрації конкретних включень у поверхневому шарі сталі, залежатиме від розміру ковшів, їх діаметра, висоти, об'єму тощо. Мінімальний час флотації включень становить 60 хв. Наприклад, мінімальний час флотації включень становить 53 хв.

Для визначення мінімального часу флотації включень t_f для даного складу сталі, а також даного промислового обладнання і технологічного маршруту рекомендується застосовувати такий спосіб:

- Здійснюють кілька плавок з використанням цільових об'єктів однакового хімічного складу.

- Зазначені плавки проводять з використанням різного часу флотації включень. Наприклад, проводять набір плавок при використанні часу флотації включень, який знаходиться в діапазоні від мінімального часу флотації включень, який відповідає мінімально можливому часу флотації включень цього технологічного маршруту, потім поступово збільшують час флотації включень,

наприклад, використовуючи збільшення інтервалів часу, рівні 10 хв. Наприклад, до п'яти різних плавок застосовують п'ять різних часів флотації включень.

- Проводять зазначені плавки відповідно до описаного нижче технологічного маршруту і визначають характеристики заповненості сталей включеннями з використанням викладеного вище способу.

- Реєструють поверхневу частку оксидів поверхневому шарі, а також відповідний час флотації включень. Автори цього винаходу виявили, що існує кореляція між зазначеною поверхневою часткою оксидів, в поверхневому шарі і зазначеним часом флотації включень. Що більший час флотації включень, тим менша поверхнева частка оксидів у поверхневому шарі. Мінімальний час флотації включень t_f визначають як час флотації включень, при перевищенні якого поверхнева частка оксидів у поверхневому шарі не перевищує $60 \cdot 10^{-6}$. Наприклад, автори цього винаходу виявили, що при використанні конкретного промислового обладнання, яке було в їх розпорядженні, і застосуванні технологічного маршруту першого варіанта здійснення мінімальний час флотації включень становив 60 хв, переважно 53 хв. Це буде показано нижче в прикладах.

Після стадії рафінування рідкої сталі спосіб виготовлення сталевих листів, відповідного цьому винаходу, переважно включає такі стадії:

- безперервне розливання рідкої сталі в напівпродукт, придатний для гарячої прокатки. На стадії розливання слід виявляти особливу обережність, щоб уникнути поглинання кисню і, отже, досягнення підвищених концентрацій оксидів в напівпродукті. Наприклад, у разі процесу безперервного лиття, в якому напівпродукти являють собою сляби, одержувані безперервно шляхом лиття у форму, продукт багаторазових нагрівань заливають в проміжний ківш, в проміжному ковші можуть використовуватися спеціальні вогнетриви і футеровки, спеціальні правила можуть використовуватися для першого з послідовності слябів і перехідні режими для слябів між двома різними нагріваннями і т.п.

- потім напівпродукт, необов'язково, повторно нагрівають при температурі від 1150°C до 1300°C .

- після цього здійснюють гарячу прокатку сталевих листів при кінцевій температурі гарячої прокатки від 800°C до 950°C .

- потім гарячекатану сталь охолоджують і змотують в рулон при температурі T_{coil} нижче 670°C , а також, необов'язково, протрують для усунення окиснення.

- далі, необов'язково, здійснюють холодну прокатку змотаного в рулон сталевих листів для одержання холоднокатаного сталевих листів. Ступінь обтискання при холодній прокатці переважно знаходиться в діапазоні від 20 до 80 %. Ступінь нижче 20 % не сприяє рекристалізації в ході подальшої термообробки, що може погіршувати пластичність сталевих листів. При ступені вище 80 % існує ризик розтріскування кромки під час холодної прокатки.

- у варіанті здійснення винаходу відпалений сталевий лист нагрівають до температури відпалу T_A , яка становить від 700°C до 850°C , і витримують при зазначеній температурі T_A протягом часу витримання t_A від 10 с до 20хв.

- у варіанті здійснення винаходу зазначений відпалений сталевий лист охолоджують до температури в діапазоні від 400°C до 700°C , а потім наносять металічне покриття.

У результаті описаний вище спосіб переважно включає наступні послідовні стадії:

- одержання рідкої сталі, яка має описаний вище хімічний склад і, в яку на стадії рафінування додають Mn, Si, Cr, Mo, Nb і В з використанням вакуумного дегазатора і в якій забезпечується мінімальний час флотації включень t_f , при цьому зазначений час флотації включень є загальним часом перебування рідкої сталі після додавання Mn, Si, Cr, Mo, Nb і В і до початку стадії розливання, і зазначений мінімальний час флотації включень t_f визначається як мінімальний час флотації включень, необхідний для досягнення поверхневої частки оксидів у поверхневому шарі, яка не перевищує $60 \cdot 10^{-6}$,

- розливання зазначеної рідкої сталі для одержання напівпродукту, придатного для гарячої прокатки,

- необов'язково, повторного нагрівання напівпродукту при температурі T_{reheat} , яка становить від 1100°C до 1300°C ,

- гарячу прокатку напівпродукту при кінцевій температурі гарячої прокатки від 800°C до 950°C ,

- змотування в рулон сталевих гарячекатаних листів при температурі змотування в рулон T_{coil} , яка не перевищує 670°C , для одержання змотаного в рулон сталевих листів,

- необов'язково, травлення змотаного в рулон сталевих листів,

- необов'язково, холодну прокатку змотаного в рулон сталевих листів для одержання холоднокатаного сталевих листів,

- необов'язково, нагрівання сталевго гарячекатаного листа або холоднокатаного сталевго листа до температури відпалу T_A , яка становить від 700 °C до 850 °C, і витримування сталевго листа при зазначеній температурі, T_A , протягом часу витримування t_A від 10 с до 20 хв для одержання відпаленого сталевго листа,

5 - необов'язково, охолодження зазначеного відпаленого сталевго листа до температури в діапазоні від 400 °C до 700 °C,

- необов'язково, нанесення металевго покриття на відпалений сталевий лист,

- необов'язково, охолодження сталевго листа з покриттям до кімнатної температури.

10 Далі буде докладно викладені спосіб виготовлення пресованої деталі і обумовлені ним характеристики такої деталі.

Із сталевго листа, відповідного винаходу, вирізають сталеву заготовку і нагрівають в печі відпалу. Переважно, заготовку сталеву нагрівають до температури, яка становить від 880 °C до 950 °C протягом періоду часу від 10 с до 15 хв для одержання нагрітої сталевго заготовки. Потім нагріту заготовку переміщують у формувальний прес перед гарячим формуванням і загартовують в штампі для одержання пресованої деталі.

15 Мікроструктура пресованої деталі включає в частках поверхні більше 95 % мартенситу і менше 5 % суми (бейніт + ферит). Крім того, пресована деталь, що відповідає винаходу, включає основну частину, а також верхній і нижній поверхневий шар, при цьому поверхневі шари займають найбільш віддалені від центру 10 % товщі на кожній із двох сторін основної частини. Зазначені поверхневі шари характеризуються заповненістю включеннями, в яких поверхнева частка оксидів не перевищує $60 \cdot 10^{-6}$.

25 Пресована деталь, яка відповідає винаходу, характеризується кутом вигину в напрямку прокатки, нормованим на 1,5 мм, який перевищує 50° і міцністю на розтяг TS щонайменше 1800 МПа. Така висока міцність на розтяг і кут вигину надають зазначеній деталі дуже хороший механічний опір, особливо у випадку аварії. Вони забезпечують дуже хорошу здатність поглинання енергії і захист від пошкодження, підвищуючи таким чином безпеку транспортного засобу.

Далі винахід буде проілюстровано наступними прикладами, які жодним чином не є обмежувальними.

30 Було випробувано 8 різних зразків, одержаних в результаті 8 різних плавок А, В, С, D, E, F, G і H сталі, виробленої з використанням промислового технологічного маршруту. Зразки I1, I2, I3, I4, I5 і I6 відповідають винаходу, зразки R1, R2 є зразками порівняння.

Таблиця 1

Склад зразків

Випробувані склади зведені в наступній таблиці, в якій вміст елементів виражений у мас. відсотках:

Позначення сталі	A	B	C	D	E	F	G	H
C	0,4	0,4	0,3	0,4	0,4	0,3	0,4	0,4
Mn	0,6	0,7	0,6	0,6	0,7	0,6	0,8	0,8
Si	0,5	0,5	0,5	0,6	0,5	0,5	0,6	0,5
Cr	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3	0,2	0,2
Mo	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2
Nb	0,06	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,04
Al	0,03	0,03	0,05	0,04	0,03	0,04	0,05	0,03
Ti	0,013	0,009	0,010	0,011	0,009	0,012	0,013	0,014
B	0,0016	0,0018	0,0022	0,0020	0,0017	0,0016	0,0020	0,0018
P	0,012	0,012	0,011	0,011	0,012	0,011	0,009	0,012
Ca	0,0003	<0,0003	0,0004	0,0003	<0,0003	<0,0003	<0,0003	<0,0003
S	0,004	0,002	0,001	0,001	0,003	0,002	0,002	0,002
N	0,002	0,004	0,003	0,003	0,003	0,003	0,004	0,003
Ni	0,4	0,4	0,4	0,4	0,4	0,02	0,01	0,01

Таблиця 2

Технологічні параметри сталеливарного цеху і включення у поверхневу шарі
В сталеливарному цеху застосовували такі технологічні параметри і спостерігали наведену нижче поверхневу частку включень у поверхневу шарі, підкреслені значення не відповідають винаходу:

	Позначення зразка	I1	I2	I3	I4	I5	I6	R1	R2
	Позначення сталі	A	B	C	F	G	H	D	E
Часові технологічні параметри сталеливарного цеху (хв)	RH*	5	10	2	2	5	4	2	2
	DS**	18	18	15	18	32	104	18	16
	CC***	46	36	41	33	18	22	24	32
	час флотації включень = RH+DS+CC	69	64	60	53	55	130	44	50
Поверхнева частка включень у поверхневу шарі ($\cdot 10^{-6}$)	Частинки NbC	33	185	204	79	100	81	110	198
	Частинки оксидів	31	38	56	47	38	26	70	65
	Частинки MnS	27	18	14	12	24	9	11	15
	Частинки TiNbCN	1	0	0	0	0	0	0	0
	Оксиди + MnS+TiNbCN	59	56	70	59	62	35	81	80

*RH = Час процесу вакуумному дегазаторі RH після додавання Mn, Si і Cr

**DS = Час процесу знесірчення

***CC = Час, що минув між закінченням знесірчення і початком безперервного розливання (= від відкриття ковша до заливки в проміжний розливний ківш).

Таблиця 3

Додаткові умови процесу
Протягом всього виробничого маршруту застосовували такі параметри процесу:

	I1	I2	I3	I4	I5	I6	R1	R2
Температура повторного нагрівання слябу (°C)	1220	1244	1244	1206	1238	1243	1253	1233
Температура прокатки (°C)	914	902	913	911	908	892	911	900
Температура змотування в рулон, T_{coil} (°C)	537	532	525	527	537	535	526	526
Температура відпалу сталевих листа (°C)	745	748	738	780	773	778	741	751
Час відпалу сталевих листа (хв)	9	3	5	18	14	20	6	11
Температура відпалу при гарячому формуванні (°C)	900	900	900	900	900	900	900	900
Час відпалу при гарячому формуванні (хв)	6	6	6	7	7	7	6	6

Таблиця 4

Мікроструктура, кути вигину і міцність на розтяг
Для зразків визначали такі мікроструктури, кути вигину і міцність на розтяг, підкреслені значення не відповідають винаходу:

Сталевий лист		I1	I2	I3	I4	I5	I6	R1	R2
	Товщина (мм)	1,0	1,6	1,2	1,5	2,0	1,5	1,7	1,3
	Вміст фериту	88 %	86 %	93 %	96 %	89 %	92 %	91 %	90 %
	Мартенсит + аустеніт + перліт + бейніт	12 %	14 %	7 %	5 %	11 %	8 %	9 %	10 %

Таблиця 4 (продовження)

		I1	I2	I3	I4	I5	I6	R1	R2
Пресована деталь	Міцність на розтяг (МПа)	1914	2025	1850	1801	1959	1954	1921	1998
	Вимірний кут вигину в напрямку прокатки (°)	63	49	57	59	49	60	46	48
	Кут вигину в напрямку прокатки, нормований на 1,5 мм (°)	52	51	52	59	57	60	49	45
	Вміст мартенситу	100 %	100 %	100 %	100 %	100 %	100 %	100 %	100 %

В таблиці 4 показано, що зразки, які відповідають винаходу (позначення I1, I2, I3, I4, I5 і I6) характеризуються міцністю на розтяг вище 1800 МПа і кутом вигину в напрямку прокатки, нормованим на 1,5 мм, більше 50°, завдяки їхньому певному визначеному складу і включенням поверхневого шару.

Звертаючись до таблиці 2, можна бачити, що є взаємозв'язок між часом флотації включень і часткою оксидів у поверхневому шарі. Час флотації включень є загальним часом перебування рідкої сталі після додавання Mn, Cr, Si, Mo, Nb і V до початку стадії безперервного розливання.

Автори цього винаходу виявили, що при використанні певного складу згідно винаходу і збільшення часу флотації включень до значення, що перевищує мінімальний час флотації включень t_f , можна регулювати поверхневу частку оксидів у поверхневому шарі на рівні нижче критичного, що забезпечує хороший опір згинанню. В промисловій конфігурації, яку використовували для одержання зразків, представлених у наведених прикладах, мінімальний час флотації включень t_f становить 53 хв. Значення t_f залежатиме від конкретної промислової установки, яку використовують для одержання сталі.

Коли час флотації включень $t_f=60$ хв або більше, поверхнева частка оксидів у поверхневому шарі не перевищує $60 \cdot 10^{-6}$. Якщо час флотації включень t_f менше 53 хв, поверхнева частка оксидів у поверхневому шарі перевищує $60 \cdot 10^{-6}$.

Автори цього винаходу виявили, що, коли сталь піддають впливу згинального навантаження, поверхнева частка включень у поверхневих шарах відіграє важливу роль у підвищенні стійкості матеріалу до утворення тріщин. Несподівано виявилось, що це стосується не всіх типів включень. Наприклад, включення NbC виявляються, істотно не впливають на характеристики вигину сталі. З іншого боку, було виявлено, що поверхнева частка оксидів відіграє важливу роль для показників вигину. Зменшення поверхневої частки оксидів сприяє покращенню показників вигину.

Звертаючись до таблиці 4, можна бачити, що всі зразки, відповідні винаходу (I1, I2, I3, I4, I5 і I6), які мають поверхневу частку оксидів у поверхневому шарі, яка перевищує $60 \cdot 10^{-6}$, характеризуються кутом вигину в напрямку прокатки, нормованим на 1,5 мм, який перевищує 50°, а також міцністю на розтяг, щонайменше 1800 МПа. З іншого боку, всі еталонні зразки (R1, R2), хоча зберігають міцність на розтяг вище 1800 МПа, характеризуються кутом вигину в напрямку прокатки, нормованим на 1,5 мм, що не перевищує 50°. З урахуванням вищесказаного, сталь, одержана згідно винаходу, демонструватиме більш високу стійкість матеріалу до утворення тріщин під впливом навантаження при одночасній демонстрації дуже високої міцності на розтяг, що покращить аварійну стійкість і безпеку деталі, виробленої з використанням зазначеного матеріалу.

ФОРМУЛА ВІНАХОДУ

1. Сталевий лист, виготовлений зі сталі, яка має склад, що містить, у мас. %:

C - 0,3-0,4,
Mn - 0,5-1,0,
Si - 0,4-0,8,
Cr - 0,1-1,0,
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≤0,020,

Ca≤0,0010,

S≤0,004,

5 N≤0,005,

Ni<0,5,

при цьому решта складу є залізом і неминучими домішками, що утворюються в результаті плавки, причому зазначений сталевий лист має мікроструктуру, яка включає, в частках поверхні, від 60 до 95 % фериту, решта являє собою мартенситно-аустенітні острівці, перліт або бейніт,

10 і зазначений сталевий лист містить від основи до поверхні сталевго листа

основу,

причому поверх основи знаходиться поверхневий шар, що займає найбільш віддалені від центра 10 % товщини на кожній з двох сторін основи, при цьому зазначений поверхневий шар характеризується заповненістю його включеннями, в якій поверхнева частка оксидів не перевищує $60 \cdot 10^{-6}$.

15 2. Сталевий лист за п. 1, який додатково містить металеве покриття щонайменше на одній його стороні.

3. Загартована під пресом сталева деталь, при цьому сталева деталь має склад, який містить, у мас. %:

20 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,

25 Nb - 0,01-0,1,

Al - 0,01-0,1,

Ti - 0,008-0,03,

B - 0,0005-0,003,

P≤0,020,

30 Ca≤0,001,

S≤0,004,

N≤0,005,

Ni<0,5,

при цьому решта складу є залізом і неминучими домішками, що утворюються в результаті плавки,

35 і зазначена сталева деталь має мікроструктуру, яка включає, в частках поверхні, більше 95 % мартенситу і до 5 % бейніту або фериту,

причому зазначена сталева деталь включає від основи до поверхні сталевої деталі

основу,

40 причому поверх основи знаходиться поверхневий шар, що займає найбільш віддалені від центра 10 % товщини на кожній з двох сторін основи, при цьому зазначений поверхневий шар характеризується заповненістю його включеннями, в якій поверхнева частка оксидів не перевищує $60 \cdot 10^{-6}$.

45 4. Загартована під пресом сталева деталь за п. 3, яка характеризується міцністю на розтяг TS щонайменше 1800 МПа і кутом вигину в напрямку прокатки, нормованому на 1,5 мм, який перевищує 50°.

5. Спосіб виготовлення загартованої під пресом сталевої деталі п. 3 або 4, який включає наступні послідовні стадії, на яких:

одержують сталевий лист за п. 1 або 2,

50 відрізають зазначений сталевий лист до досягнення заданої форми для одержання сталевої заготовки,

нагрівають сталеву заготовку до температури в діапазоні від 880 до 950 °C протягом періоду часу від 10 с до 15 хв для одержання нагрітої сталевої заготовки,

переміщують нагріту заготовку у формувальний прес,

55 здійснюють гаряче формування нагрітої заготовки у формувальному пресі для одержання формованої деталі,

загартовують у штампі формовану деталь.

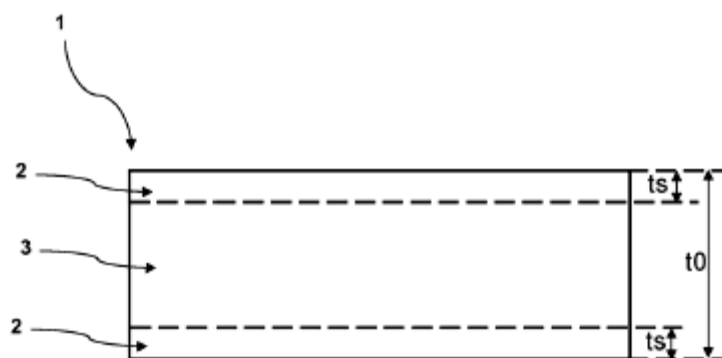


Fig. 1