



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **124561** (13) **C2**
(51) МПК

C21D 8/02 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
C23C 2/40 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/08 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01)
C21D 1/673 (2006.01)

НАЦІОНАЛЬНИЙ ОРГАН
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ
ДЕРЖАВНЕ ПІДПРИЄМСТВО
"УКРАЇНСЬКИЙ ІНСТИТУТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ"

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

| | |
|--|--|
| <p>(21) Номер заявки: a 2019 12309</p> <p>(22) Дата подання заявки: 30.05.2018</p> <p>(24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності: 06.10.2021</p> <p>(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: PCT/IB2017/000677</p> <p>(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: 01.06.2017</p> <p>(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: IB</p> <p>(41) Публікація відомостей про заявку: 12.05.2020, Бюл.№ 9</p> <p>(46) Публікація відомостей про державну реєстрацію: 05.10.2021, Бюл.№ 40</p> <p>(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: PCT/IB2018/053832, 30.05.2018</p> | <p>(72) Винахідник(и): Кобо Себастьян (FR), Алелі Крістіан (FR), Бове Мартен (FR), Ауафі Аніс (FR), Лукас Емануель (FR)</p> <p>(73) Володілець (володільці): АРСЕЛОРМІТТАЛ, 24-26, Boulevard d'Avranches, L-1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)</p> <p>(74) Представник: Слободянюк Оксана Олександрівна, реєстр. №216</p> <p>(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: UA 28779 A, 16.10.2000 WO 2016016707 A1, 04.02.2016 CN 106222556 A, 14.12.2016</p> |
|--|--|

(54) СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ЗІ СТАЛІ З ВИСОКОЮ МЕХАНІЧНОЮ МІЦНІСТЮ ТА ПІДВИЩЕНОЮ В'ЯЗКІСТЮ І ОДЕРЖАНІ ЗА ЦИМ СПОСОБОМ ДЕТАЛІ

(57) Реферат:

Винахід належить до катаного сталевих листа для зміцнення під пресом, до хімічного складу якого входять, мас. %: $0,24 \leq C \leq 0,38$, $0,40 \leq Mn \leq 3$, $0,10 \leq Si \leq 0,70$, $0,015 \leq Al \leq 0,070$, $Cr \leq 2$, $0,25 \leq Ni \leq 2$, $0,015 \leq Ti \leq 0,10$, $Nb \leq 0,060$, $0,0005 \leq B \leq 0,0040$, $0,003 \leq N \leq 0,010$, $0,0001 \leq S \leq 0,005$, $0,0001 \leq P \leq 0,025$, при цьому вміст титану і азоту задовольняє умові: $Ti/N > 3,42$, вміст марганцю, хрому, кремнію, вуглецю, задовольняє відповідній формулі, при цьому до хімічного складу факультативно

UA 124561 C2

входить один або кілька наступних елементів: $0,05 \leq Mo \leq 0,65$, $0,001 \leq W \leq 0,30$, $0,0005 \leq Ca \leq 0,005$, решта - залізо і неминучі при плавці домішки, причому лист має вміст нікелю Ni_{surf} в будь-якій точці сталі поблизу поверхні цього листа на глибині Δ : (формули II, III), причому віднесена до одиниці поверхні щільність всіх частинок D_i і віднесена до одиниці поверхні щільність частинок $D_{(>2\text{мкм})}$ розміром більше 2 мкм задовольняють щонайменше на глибині 100 мкм від поверхні листа, умові:

$D_i + 6,75D_{(>2\text{мкм})} < 270$, при цьому D_i і $D_{(>2\text{мкм})}$ означають кількість частинок на квадратний міліметр, причому ці частинки означають сукупність оксидів, сульфідів, нітридів в чистому або змішаному вигляді, таких як оксисульфіді і карбонітриди, які присутні у сталевій матриці.

Винахід належить до сталевих листів для одержання деталей з дуже високою механічною міцністю після зміцнення під пресом. Як відомо, зміцнення загартуванням під пресом полягає в нагріванні сталевих листових заготовок до температури, достатньої для аустенітного перетворення, подальшому гарячому штампуванні листових заготовок і їх витримуванні у пресовому інструменті для одержання гартівної мікроструктури. Згідно варіанта способу може попередньо проводитися холодне штампування листових заготовок перед їх нагріванням і зміцненням під пресом. Ці листові заготовки можуть мати попереднє покриття, наприклад, з алюмінієвого або цинкового сплаву. В такому випадку під час нагрівання в печі попереднє покриття в результаті дифузії зчіплюється зі сталеву підкладкою, утворюючи з'єднання, яке захищає поверхню деталі від знеуглецювання і утворення окалини. Це з'єднання придатне до гарячого формоутворення.

Одержані при цьому деталі застосовуються, зокрема, як конструктивні елементи автомобілів для захисту при ударах або поглинання енергії. Можна вказати, наприклад, на застосування бамперів, елементів жорсткості двері або центральної стійки або лонжеронів. Такі зміцнені у штампі деталі можуть бути також застосовані для виготовлення інструментів або деталей для сільськогосподарських машин.

Вимоги щодо зниження витрати енергії автомобілями сприяють пошуку шляхів подальшого полегшення автомобілів за рахунок застосування деталей з більш високою границею механічної міцності, тобто границя міцності R_m яких перевищувала б 1800 МПа. Однак такий рівень міцності пов'язаний, як правило, з мікроструктурою, яка є повністю або в дуже значній мірі мартенситною. Як відомо, такий вид мікроструктури характеризується меншою міцністю при відстроченому розтріскуванні: після зміцнення під пресом вироблені деталі можуть дійсно виявитися схильними до розтріскування або руйнування після деякого часу.

У публікації WO 2016016707 розкриті спосіб виготовлення деталей і катаний сталевий лист, призначений для зміцнення під пресом, який дозволяє одержувати одночасно дуже високу границю механічної міцності R_m , яка перевищує 1800 МПа, підвищену стійкість до відстроченого розтріскування після зміцнення під пресом і широкий діапазон товщин холоднокатаного сталевих листа. При цьому вміст нікелю в хімічному складі листа становить від 0,25 до 2 мас. % і зосереджений на поверхні листа або деталі у специфічному вигляді. Таке збагачення на нікель створює бар'єрний ефект для проникнення водню і отже перешкоджає його дифузії.

Точніше, сталевий лист згідно публікації WO 2016016707 має хімічний склад, до якого входять, у мас. %: $0,24 \leq C \leq 0,38$, $0,40 \leq Mn \leq 3$, $0,10 \leq Si \leq 0,70$, $0,015 \leq Al \leq 0,070$, $0 \leq Cr \leq 2$, $0,25 \leq Ni \leq 2$, $0,015 \leq Ti \leq 0,10$, $0 \leq Nb \leq 0,060$, $0,0005 \leq B \leq 0,040$, $0,003 \leq N \leq 0,010$, $0,0001 \leq S \leq 0,005$, $0,0001 \leq P \leq 0,025$, причому вміст титану і азоту задовольняють виразу: $Ti/N > 3,42$, а вміст вуглецю, марганцю, хрому і нікелю задовольняють формулі:

$$2,6C + \frac{5,3}{13} + \frac{15}{15} \geq 1,1$$

при цьому хімічний склад містить факультативно один або декілька з наступних елементів, мас. %: $0,05 \leq Mo \leq 0,65$, $0,001 \leq W \leq 0,30$, $0,0005 \leq Ca \leq 0,005$, решта залізо і неминучі при плавці домішки, при цьому лист містить нікель Ni_{surf} у будь-якій точці сталі поблизу поверхні листа на глибині Δ , при цьому $Ni_{surf} > Ni_{nom}$, Ni_{nom} означає номінальний вміст нікелю в сталі, Ni_{max} означає максимальний вміст нікелю на глибині Δ :

$$\frac{Ni_{max} - Ni_{nom}}{2} \chi(\Delta) \geq 0,6 \quad ; \quad \frac{Ni_{max} - Ni_{nom}}{\Delta} \geq 0,01$$

при цьому виразі: глибина Δ в мікронах, вміст Ni_{max} і Ni_{nom} у масових відсотках.

Крім того в публікації WO 2016016707 розкритий спосіб виготовлення гарячекатаного сталевих листа, яким передбачений, зокрема, етап нагрівання слябів до температури від 1250 до 1300 °C з витримуванням від 20 до 45 хвилин. Такий специфічний діапазон температур і тривалості витримування при нагріванні слябів забезпечує дифузію нікелю у проміжок між утвореним оксидним шаром і сталеву підкладкою і створення збагаченого на нікель шару.

Сталеві деталі з таким хімічним складом, одержані розкритим в публікації WO 2016016707 способом, особливо придатні завдяки їх дуже високій границі міцності для виробництва протиударних деталей автомобілів.

Деякі деталі або частини деталей конструктивних елементів автомобілів повинні володіти переважною функціональністю щодо їх здатності поглинати енергію, зокрема, при ударі. Це відноситься, зокрема, до лонжеронів і нижніх частин елементів жорсткості центральної стійки.

У публікації WO 2017006159 розкриті сталевий лист і спосіб його виготовлення, які забезпечують сталевому листу дуже хорошу в'язкість, яка характеризується кутом вигину

більше 80°.

Одержані деталі придатні для формування конструктивних елементів або частини конструктивного елемента автомобіля, які є, зокрема, стійкими до ударів. Однак механічна міцність сталевих листів згідно публікації WO 2017006159 становить значно менше 1800 МПа, що не дозволяє додержати найбільш жорсткі вимоги щодо протиударних властивостей.

Тому деякі конструктивні елементи автомобіля, які мають одночасно одну частину, переважна функціональність якої є механічна міцність, і іншу частину, переважна функціональність якої є поглинання енергії, можуть бути одержані, наприклад, зварюванням деталей, виготовленої згідно публікації WO 2016016707, з деталлю, виготовленої згідно публікації WO 2017006159.

Однак зварювання вимагає проведення додаткової операції при виготовленні деталей, що збільшує витрати і тривалість виготовлення. До того ж необхідно переконатися, що через зварювання не зменшилася міцність кінцевої деталі вздовж межі зварювання, для чого потрібний точний контроль параметрів зварювання.

Отже, є необхідність у наявності штампованих в гарячому вигляді деталей з задовільною в'язкістю, тобто деталей з кутом вигину, що перевищує 50°.

Тому основною метою винаходу є виготовлення сталевих листів, який має одночасно підвищену механічну міцність, яка характеризується границею міцності на розтяг Rm більше 1800 МПа, і покращеною в'язкістю. Априорі ці обидві ознаки важко поєднувані, оскільки, як добре відомо, підвищення механічної міцності, як правило, тягне за собою зниження в'язкості.

Іншою необхідною властивістю, яка забезпечує безпеку деталей і конструктивних елементів автомобілів є зменшення схильності до пошкоджень різного виду воднем, зокрема, до корозії під напруженням, у водному середовищі, такому, як-от сольове середовище.

Тому іншою метою винаходу є виготовлення сталевих листів, який має покращену стійкість до корозії під напруженням.

Для цього катаний сталевий лист згідно винаходу, призначений для зміцнення під пресом, відрізняється переважно тим, що в його хімічному складі містяться, у мас. %:

або $0,24 < C \leq 0,38$ і $0,40 \leq Mn \leq 3$

або $0,38 \leq C \leq 0,43$, $0,05 \leq Mn \leq 0,4$.

$0,10 \leq Si \leq 1,70$,

$0,015 \leq Al \leq 0,070$,

$0 \leq Cr \leq 2$,

$0,25 \leq Ni \leq 2$,

$0,015 \leq Ti \leq 0,10$,

$0 \leq Nb \leq 0,060$,

$0,0005 \leq B \leq 0,0040$,

$0,003 \leq N \leq 0,010$,

$0,0001 \leq S \leq 0,005$,

$0,0001 \leq P \leq 0,025$,

причому вміст титану і азоту задовольняє умові:

$Ti/N > 3,42$

і вміст міді, нікелю, мanganцю, хрому і кремнію задовольняє умові:

$2,6C + \frac{Mn}{5,3} + \frac{Cu}{13} + \frac{Ni}{15} \geq 1,1$,

при цьому до хімічного складу факультативно входить один або кілька наступних елементів, мас. %:

$0,05 \leq Mo \leq 0,65$,

$0,001 \leq W \leq 0,30$,

$0,0005 \leq Ca \leq 0,005$,

решта - залізо і неминучі при плавці домішки,

причому в листі міститься нікель Ni_{surf} у будь-якій точці сталі поблизу поверхні цього листа на глибині Δ :

$Ni_{surf} > Ni_{nom}$,

де: Ni_{nom} означає номінальний вміст нікелю в сталі і

Ni_{max} означає максимальний вміст нікелю на глибині Δ :

$\frac{Ni_{max} - Ni_{nom}}{2} \times (\Delta) \geq 0,6$

$\frac{(Ni_{max} - Ni_{nom})}{\Delta} \geq 0,01$

при цьому глибина Δ виражена у мікронах, вмісти $N_{i_{max}}$ і $N_{i_{nom}}$ виражені у мас. %, причому віднесена до одиниці поверхні щільність сукупності частинок D_i і віднесена до одиниці поверхні щільність частинок $D_{(>2\text{мкм})}$ розміром більше 2 мкм задовольняють щонайменше на глибині 100 мкм від поверхні листа, умові:

5 $D_i + 6,75 D_{(>2\text{мкм})} < 270,$

де: D_i і $D_{(>2\text{мкм})}$ означають кількість частинок на квадратний міліметр, причому ці частинки означають сукупність оксидів, сульфідів, нітридів в чистому або змішаному вигляді, таких, як-от окисульфіди і карбонітриди, які присутні в сталевій матриці.

10 Катаний сталевий лист згідно винаходу може також мати наступні факультативні ознаки, які розглядаються окремо або з урахуванням всіх технічно можливих комбінацій:

- у складі містяться, у мас. %:

$0,39 \leq C \leq 0,43,$

$0,09 \leq Mn \leq 0,11,$

15 - у складі міститься, у мас. %:

$0,95 \leq Cr \leq 1,05,$

- у складі міститься, у мас. %:

$0,48 \leq Ni \leq 0,52,$

- у складі міститься, у мас. %:

$1,4 \leq Si \leq 1,70,$

20 - мікроструктура сталевих листа є феритно-перлітною,

- сталевий лист є гарячекатаним листом,

- сталевий лист є холоднокатаним і відпаленим листом,

- сталевий лист попередньо покритий шаром з алюмінію або алюмінієвого сплаву або сплаву на основі алюмінію,

25 - сталевий лист попередньо покритий шаром з цинку або цинкового сплаву або сплаву на основі цинку,

- сталевий лист попередньо покритий одним або кількома шарами інтерметалічних сплавів з вмістом алюмінію, заліза і за необхідності кремнію, при цьому в попередньому покритті не містяться вільний алюміній, фаза τ_5 типу $Fe_3Si_2Al_{12}$ і фаза τ_6 типу $Fe_2Si_2Al_9$.

30 Також предметом винаходу є деталь, одержана з зміцненого під пресом сталевих листа з хімічним складом відповідно до будь-якого з наведених вище варіантів мартенситної або мартенситно-бейнітної структури, механічна міцність R_m якого перевищує або дорівнює 1800 МПа і в якому віднесена до одиниці поверхні щільність сукупності частинок D_i і віднесена до одиниці поверхні щільність частинок $D_{(>2\text{мкм})}$ розміром більше 2 мкм задовольняють щонайменше на глибині 100 мкм від поверхні даної деталі, умові:

35 $D_i + 6,75 D_{(>2\text{мкм})} < 270,$

де: D_i і $D_{(>2\text{мкм})}$ виражені кількістю частинок на mm^2 .

Також деталь згідно винаходу може мати наступні факультативні ознаки, взяті окремо або з урахуванням всіх технічно можливих комбінацій:

40 - деталь характеризується щонайменше в напрямку прокатки кутом вигину більше 50° ,

- вміст марганцю, фосфору, хрому, молібдену і кремнію в деталі задовольняють умові:

$[455 \text{Exp}(-0,5[Mn+25P]) + [390 Cr + 50 Mo] + 7 \text{Exp}(1,3 Si)] [6 - 1,22 \cdot 10^{-9} \sigma_y^3] [C_{SCC}] \geq 750,$

при цьому σ_y означає границю плинності, яка становить від 1300 до 1600 МПа; C_{SCC} дорівнює 1 для листа без покриття і 0,7 для листа з покриттям,

45 - вміст марганцю, фосфору, хрому, молібдену і кремнію задовольняють умові:

$[455 \text{Exp}(-0,5[Mn+25P]) + [390 Cr + 50 Mo] + 7 \text{Exp}(1,3 Si)] [6 - 1,22 \cdot 10^{-9} \sigma_y^3] [C_{SCC}] \geq 1100,$

- деталь з номінальним вмістом нікелю $N_{i_{nom}}$ відрізняється тим, що вміст нікелю $N_{i_{surf}}$ в сталі поблизу поверхні перевищує $N_{i_{nom}}$ на глибині Δ , що $N_{i_{max}}$, яке означає максимальний вміст

нікелю на глибині Δ :

$$\frac{(N_{i_{max}} + N_{i_{nom}})}{2} \chi(\Delta) \geq 0,6$$

50
$$\frac{(N_{i_{max}} - N_{i_{nom}})}{\Delta} \geq 0,01$$

 і що

при цьому глибина Δ виражена в мкм, вміст $N_{i_{max}}$ і $N_{i_{nom}}$ виражені у мас. %,

- деталь має покриття з алюмінієвого сплаву або сплаву на основі алюмінію або з цинкового сплаву або сплаву на основі цинку, яке утворилося в результаті дифузії між сталеву підкладкою і попереднім покриттям під час термообробки на зміцнення під пресом.

55 Також винахід належить до способу виготовлення гарячекатаного сталевих листа, який включає наступні послідовні етапи:

- виплавлення рідкої сталі з добавкою в неї марганцю, кремнію, ніобію і хрому, при цьому добавки вносяться в камері за умов вакууму,
 - проведення десульфурзації рідкого металу без збільшення в ньому вмісту азоту,
 - додавання титану, при цьому зазначені добавки вносяться так, щоб хімічний склад
- 5 розплаву був таким, яким він був охарактеризований вище,
- відливання напівфабрикату,
 - нагрівання напівфабрикату до температури від 1250 до 1300 °С протягом часу витримання при цій температурі від 20 до 45 хвилин,
- 10 - гаряча прокатка напівфабрикату до кінцевої температури прокатки, що становить від 825 до 950 °С, для одержання гарячекатаного листа,
- змотування гарячекатаного листа при температурі від 500 до 750 °С для одержання гарячекатаного і змотаного прокату і
 - очищення від оксидного шару, який утворився на попередніх етапах.
- 15 Також винахід належить до способу виготовлення гарячекатаного сталевих листа з подальшою холодною прокаткою і відпалом, який включає наступні послідовні етапи:
- приготування гарячекатаного, змотаного, очищеного, одержаного описаним вище способом листа,
 - холодна прокатка гарячекатаного, змотаного і очищеного листа для одержання холоднокатаного листа,
- 20 - відпал холоднокатаного листа при температурі від 740 до 820 °С для одержання холоднокатаного відпаленого листа.
- Винахід належить до способу виготовлення листа з попереднім покриттям, при якому виготовляють катаний лист, одержаний будь-яким з двох, охарактеризованих вище способів, після цього безперервно наносять попереднє покриття зануренням, причому попереднє покриття виконано з алюмінію або алюмінієвого сплаву або сплаву на основі алюмінію або
- 25 цинку або цинкового сплаву або сплаву на основі цинку.
- Також винахід належить до способу виготовлення листа з попереднім покриттям і попереднім легуванням, в якому:
- готують лист, прокатаний будь-яким з обох охарактеризованих вище способів,
- 30 безперервно наносять попереднє покриття зануренням у розплав алюмінієвого сплаву або сплаву на основі алюмінію,
- проводять попередню термообробку листа з попереднім покриттям таку, щоб в попередньому покритті не містився вільний алюміній, фаза τ_5 типу $Fe_3Si_2Al_{12}$ і фаза τ_5 типу $Fe_2Si_2Al_9$.
- 35 Крім того винахід належить до способу виготовлення зміцненої під пресом і охарактеризованої вище деталі, який включає наступні послідовні етапи:
- приготування листа, виготовленого одним з охарактеризованих вище способів,
 - розрізання листа для одержання листової заготовки,
 - факультативно проведення етапу деформації листової заготовки холодним штампуванням,
- 40 - нагрівання листової заготовки до температури від 810 до 950 °С для одержання повністю аустенітної структури сталі,
- вміщення листової заготовки у прес,
 - гаряче штампування листової заготовки для одержання деталі,
 - витримування деталі всередині преса для зміцнення мартенситним перетворенням
- 45 аустенітної структури.
- Нарешті винахід належить до зміцненої під пресом деталі, охарактеризованої вище або виготовленої описаним вище способом виготовлення зміцненої деталі, для виготовлення конструктивних деталей або елементів жорсткості автомобілів.
- Інші ознаки і переваги винаходу наводяться нижче в описі, який є прикладом і містить
- 50 посилання на наступні прикладені фігури:
- Фіг. 1 - віднесена до одиниці поверхні щільність всіх частинок з урахуванням віднесеної до одиниці поверхні щільності частинок середнього розміру більше 2 мкм штампованих в гарячому стані деталей при міцності при розриві більше 1800 МПа за п'яти умов випробування,
- 55 Фіг. 2 - кут вигину штампованих в гарячому вигляді деталей з міцністю на розрив більше 1800 МПа в залежності від параметра, який визначає кількісно щільність частинок, присутніх в відштампованих в гарячому вигляді деталях. Цей параметр залежить від віднесеної до одиниці поверхні щільності частинок і від щільності частинок середнього розміру більше 2 мкм; вони були оцінені за тих самих п'ятьох умов випробування.
- Фіг. 3 - віднесена до одиниці поверхні щільність в залежності від розміру за тих самих
- 60 п'ятьох умов випробування.

Товщина сталевих листів, застосовуваних в спосіб згідно винаходу, переважно становить від 0,5 до 4 мм, це - діапазон, який використовується, зокрема, у виробництві конструктивних деталей або елементів жорсткості в автомобільній промисловості. Така деталь може бути одержана гарячою прокаткою або подальшою холодною прокаткою з відпалом. Такий діапазон товщин узгоджений з промисловими інструментами для зміцнення під пресом, зокрема, під пресами гарячого штампування.

Переважно в сталі містяться такі елементи, у мас. %:

- вміст вуглецю становить від 0,24 до 0,38 при вмісті марганцю від 0,4 до 3. Вуглець має великий вплив на загартованість і механічну міцність після охолодження, проведеного після обробки на аустенізацію. При вмісті менше 0,24 мас. механічна міцність 1800 МПа не може бути досягнута після зміцнення загартуванням під пресом без додаткового додавання коштовних елементів. При вмісті більше 0,38 мас. і при вмісті марганцю у кількості від 0,4 до 3 ризик відстроченого розтріскування зростає, температура переходу в'язкий/крихкий, виміряна після випробування надрізаного зразка на вигин за Шарпі, може перевищувати -40 °С, що зумовлено занадто значним зниженням в'язкості. При вмісті вуглецю від 0,32 до 0,36 мас. можна впевнено одержати задані властивості, які підтримують зварюваність на задовільному рівні і при обмеженні виробничих витрат. Здатність до точкового зварювання особливо позитивна в тому випадку, коли вміст вуглецю становить від 0,24 до 0,38.

- Підвищений вміст вуглецю, який становить від 0,38 до 0,43, при зниженому вмісті марганцю, який становить від 0,05 до 0,4 при одержанні сталевих деталей, дозволяє одержати сталеву деталь із збільшеною стійкістю до корозії під напруженням. Переважно вміст вуглецю становить від 0,39 до 0,43 мас. при вмісті марганцю від 0,09 до 0,11. Отже, зниження вмісту марганцю компенсується підвищенням вмісту вуглецю, що надає сталевій деталі значний опір до корозії під напруженням.

Як буде показано нижче, вміст вуглецю необхідно також визначати у поєднанні з вмістом марганцю, хрому і кремнію. Крім своєї розкиснювальної дії марганець впливає і на загартованість.

- Тобто, в тому випадку, коли вміст вуглецю становить від 0,24 до 0,38, передбачають, щоб вміст марганцю перевищив 0,40 для того, щоб можна було одержати досить низьку температуру Ms на початку перетворення (аустеніту на мартенсит) під час охолодження під пресом, що дозволяє збільшити міцність Rm. Обмеження вмісту марганцю величиною 3 дозволяє одержати збільшену стійкість до відстроченого розтріскування. Дійсно марганець спричиняє ліквідації по границях аустенітних зерен і збільшує ризик міжкристалітного руйнування в присутності водню. З іншого ж боку, як буде пояснено далі, стійкість до відкладеного розтріскування виникає, зокрема, від наявності поверхневого, збагаченого на нікель шару. Не вдаючись в теорію, можна відзначити, що в тому випадку, коли вміст марганцю є надлишковим, може утворюватися товстий шар з оксидів в процесі нагрівання слябів, так що нікель не встигає достатньо дифундувати і розташуватися під цим шаром з оксидів заліза і марганцю.

- Як альтернатива передбачений знижений вміст марганцю, який становить від 0,05 до 0,4, одночасно з підвищеним вмістом вуглецю, який становить від 0,38 до 0,43. Зниження вмісту марганцю дозволяє одержати лист і деталь, які мають покращену стійкість до точкової корозії і, отже, покращеним опором до корозії під напруженням. Зберігання підвищеної механічної міцності досягається істотним підвищенням вмісту вуглецю.

Вміст марганцю задається переважно одночасно з вмістом вуглецю, за необхідності хрому:

- у тому випадку, коли вміст вуглецю становить від 0,32 до 0,36 мас., вміст марганцю становить від 0,40 до 0,80 і вміст хрому становить від 0,05 до 1,20, що дозволяє одержати одночасно чудову стійкість до відстроченого розтріскування завдяки присутності особливо ефективного поверхневого, збагаченого на нікель шару і дуже високу придатність до механічного різання листів. Вміст марганцю в ідеальному випадку становить від 0,50 до 0,70 для того, щоб можна було узгодити одержання підвищеної механічної міцності з одержанням стійкості до відстроченого розтріскування;

- у тому випадку, коли вміст вуглецю становить від 0,24 до 0,38 при вмісті марганцю від 1,50 до 3, здатність до точкового зварювання особливо позитивна;

- у тому випадку, коли вміст вуглецю становить від 0,38 до 0,43 при вмісті марганцю від 0,05 до 0,4 і більше, переважно від 0,09 до 0,11, опір до корозії під напруженням сильно зростає, як це буде показано далі.

Такі діапазони складу дозволяють одержати температуру Ms початку перетворення (аустеніту на мартенсит) при охолодженні до температури від 320 до близько 370 °С, що гарантує досить високу міцність зміцнених в гарячому стані деталей.

- Вміст кремнію в сталі має становити від 0,10 до 1,70 мас. %; при вмісті кремнію більше 0,10

можна одержати додаткове зміцнення і сприяти розкисленню рідкої сталі. Вміст кремнію можна збільшити до 1,70 при виключенні присутності надлишкових оксидів на поверхні, які могли б зашкодити нанесенню покриття. Однак таке підвищення вмісту кремнію вимагає проведення операцій з очищення рулону гарячекатаного виробу і відпалу листа у відповідній атмосфері, яке обмежує утворення оксидів.

При вмісті вуглецю від 0,24 до 0,38 вміст кремнію переважно становить більше 0,50 для попередження пом'якшення свіжого мартенситу, який може утворитися при витримуванні деталі у пресовому інструменті після мартенситного перетворення.

При вмісті вуглецю у кількості від 0,38 до 0,43 і вмісті марганцю у кількості від 0,05 до 0,4, вміст кремнію переважно становить від 0,10 до 1,70 для зниження кількості корозійних точок, що дозволяє підвищити опір до корозії під напруженням.

Вміст кремнію може бути збільшений до 1,70 за умови, що інші присутні в сталі легуючі елементи забезпечать досягнення температури перетворення (ферит+перліт на аустеніт) при нагріванні Ас3 до температури нижче 880 °С так, щоб досягалася сумісність зі звичайними промисловими прийомами аустенізації, попереднього гарячого штампування.

- При кількості, який перевищує 0,015 алюмінію являє собою елемент, який сприяє розкисленню рідкого металу при плавленні і виділенню азоту. Як тільки його вміст перевищить 0,070, можуть утворюватися великі алюмінати під час виплавки, які сприяють зниженню в'язкості. Оптимально, щоб його вміст становив від 0,020 до 0,060.

- Хром підвищує загартованість і дозволяє одержати механічну міцність на розтяг Rm після зміцнення під пресом на необхідному рівні. При вмісті більше 2 мас. % вплив хрому на рівномірність механічних властивостей зміцненої під пресом деталі стає граничним. У кількості, яка переважно становить від 0,05 до 1,20, цей елемент сприяє підвищенню міцності. При вмісті вуглецю від 0,24 до 0,38 переважно додавати хром у кількості від 0,30 до 0,50, що дозволяє забезпечити необхідний вплив на механічну міцність і відстрочене розтріскування при обмеженні вартості добавки. У тому випадку, коли вміст марганцю є достатнім, тобто становить від 1,50 до 3, вважається, що додавання хрому є факультативним, при цьому загартованість, яка досягається завдяки марганцю, розглядається достатньою.

Як альтернатива, при вмісті вуглецю від 0,38 до 0,43 переважним є підвищений вміст хрому, який перевищує 0,5, більш переважно від 0,950 до 1,050, який необхідний для підвищення опору до точкової корозії і, отже, опору до корозії під напруженням.

Крім охарактеризованих вище умов по кожному з елементів C, Mn, Cr і Si їх спільний вміст уточнюють за допомогою параметра:

$$P_1 = 2,6 C + \frac{Mn}{5,3} + \frac{Cr}{13} + \frac{Si}{15}$$

Як пояснюється в публікації WO 2016016707, за таких умов частка мартенситу, який самовідпустився екстремально обмежується шляхом витримування у пресовому інструменті, внаслідок чого дуже велика кількість не відпущеного мартенситу дозволяє досягти високий показник механічної міцності. В тому випадку, коли необхідний показник міцності Rm на розтяг перевищує 1800 МПа, очевидно, що параметр P1 має становити: $P_1 \geq 1,1$.

- Титан має сильну спорідненість з азотом. Беручи до уваги вміст азоту в сталях згідно винаходу, вміст титану має перевищувати або бути рівним 0,015 для того, щоб забезпечувалося ефективне виділення. При кількості більше 0,020 мас. % титан захищає бор, внаслідок чого цей елемент знаходиться у вільному стані і надає у повній мірі вплив на загартованість. Його вміст має перевищувати 3,42N, причому ця кількість охарактеризована з допомогою стехіометрії виділення TiN щоб уникнути присутності вільного азоту. При вмісті більше 0,10 виникає ризик утворення в рідкій сталі великих нітридів титану, які негативно впливають на в'язкість. Вміст титану переважно становить від 0,020 до 0,040, який необхідний для утворення невеликих нітридів, які обмежують зростання аустенітних зерен при нагріванні листових заготовок перед гарячим штампуванням.

- У кількості більше 0,010 мас. % ніобій утворює карбонітриди ніобію, які також здатні обмежити зростання аустенітних зерен при нагріванні листових заготовок. Однак його вміст має бути обмежений величиною 0,060 з огляду на його здатності обмежувати рекристалізацію при гарячій прокатці, внаслідок чого зростають прокатні зусилля і виробничі труднощі. Позитивні результати досягаються при вмісті ніобію у кількості від 0,030 до 0,050.

- У кількості більше 0,0005 мас. % бор спричиняє дуже сильне збільшення загартованості. В результаті дифузії по границях аустенітних зерен він сприятливо впливає внаслідок попередження міжзернової ліквідації фосфору. При вмісті більше 0,0040 цей вплив є граничним.

- Вміст азоту більше 0,003 забезпечує згадані вище виділення TiN, Nb (CN) або (Ti, Nb) (CN) для обмеження зростання аустенітного зерна. Однак цей вміст має бути обмежений величиною

0,010 для виключення утворення великих виділень.

- Факультативно лист може містити молібден у кількості від 0,05 до 0,65 мас. %; цей елемент утворює разом з ніобієм і титаном спільне виділення. Такі дисперсні виділення є термічно дуже стійкими і підсилюють обмеження росту аустенітного зерна при нагріванні. Оптимальний ефект досягається при вмісті молібдену від 0,15 до 0,25.

- Факультативно в сталі може також міститися вольфрам у кількості від 0,001 до 0,30 мас. %. У зазначеній кількості цей елемент підвищує загартованість і здатність до твердіння в результаті утворення карбідів.

- Факультативно в сталі також може міститися кальцій у кількості від 0,0005 до 0,005; при з'єднанні з киснем і сіркою кальцій дозволяє виключити утворення включень великого розміру, які негативно впливають на в'язкість листів або виготовлених з них деталей.

- У надлишкових кількостях сірка і фосфор підвищують крихкість. Тому вміст сірки обмежений величиною 0,005 мас. % для попередження надмірного утворення сульфідів. Однак надмірно низький вміст сірки, тобто менше 0,001, веде до марних витрат, оскільки не забезпечує додаткової вигоди.

З аналогічних причин вміст фосфору становить від 0,001 до 0,025 мас. %. При надмірному вмісті цей елемент утворює ліквіації по границях аустенітних зерен і збільшує ризик відстроченого розтріскування в результаті міжзернового руйнування.

- Нікель являє собою важливий для винаходу елемент; дійсно авторами винаходу встановлено, що цей елемент у кількості від 0,25 до 2 мас. % вельми істотно знижує схильність до відстроченого руйнування при його знаходженні в концентрованому вигляді на поверхні листа або деталі спеціальної форми.

Додатково і, як розкрито в публікації WO 2016016707, сталева деталь збагачена нікелем поблизу її поверхні до максимальної кількості Ni_{max} згідно з двома наступними параметрами, необхідним для одержання ефективної стійкості до відстроченого розтріскування.

Перший параметр P_2 визначають відповідно до умови:

$$P_2 = \frac{(Ni_{max} + Ni_{nom})}{2} \times (\Delta)$$

де: Δ - глибина збагачення нікелем сталевої деталі, Ni_{nom} - номінальний вміст нікелю в сталі.

Цей перший параметр характеризує загальний вміст нікелю в збагаченому шарі Δ .

Другий параметр P_3 визначають відповідно до умови:

$$P_3 = \frac{(Ni_{max} - Ni_{nom})}{\Delta}$$

Цей другий параметр характеризує середній градієнт концентрації нікелю, тобто ступінь збагачення всередині шару Δ .

При додержанні цих обох параметрів сталева деталь буде мати дуже високу стійкість до відстроченого розтріскування.

Нижче буде описаний спосіб виготовлення сталевих листів за винаходом. Відливають напівфабрикат у вигляді рідкої сталі з наведеним вище складом. Всупереч традиційному способу, при якому додавання елементів проводиться під час переливання з конвертера у ківш, авторами винаходу було встановлено, що внесення добавок має відбуватися у відсутності повітря, що приводить до збільшення вмісту азоту в рідкому металі. У способі за винаходом додавання елементів, таких, як-от марганець, кремній, ніобій, хром проводиться всередині камери під вакуумом. Після обробки у вакуумі проводять десульфурізацію розплаву шляхом подразнення в зоні між металом і шлаком, яке проводиться за умов виключення збільшення вмісту азоту. Після контролю вмісту азоту в розплаві додають титан, наприклад, у вигляді феро-титану. При цьому титан додають наприкінці другого металургійного етапу. Отже під час операції введення добавки знижують вміст внесеного азоту і обмежують утворення частинок, несприятливих для в'язкості сталевих листів. Вводячи таким чином легуючі елементи, знижують кількість частинок, які виділилися наприкінці затвердіння, і таким чином лист і одержана сталева деталь характеризуються покращеною в'язкістю, як це буде докладніше показано далі.

Одержаний після розливання напівфабрикат може мати вигляд сляба товщиною зазвичай від 200 до 250 мм або тонкого сляба зазвичай товщиною близько декількох десятків міліметрів або мати будь-який інший відповідний вид. Його нагрівають до температури від 1250 до 1300 °C і витримують в цьому температурному інтервалі протягом від 20 до 45 хвилин. При складі сталі згідно винаходу, в результаті реакції з киснем пічної атмосфери утворюється оксидний шар, багатий переважно на залізо і марганець, в якому розчинність нікелю дуже низька, і він зберігається в металевому вигляді. Одночасно з ростом цього оксидного шару відбувається дифузія нікелю по границі розділу між оксидом і сталевією підкладкою, спричиняючи в такий спосіб утворення в сталі збагаченого на нікель шару. На цьому етапі товщина цього шару

залежить, зокрема, від наведених вище номінального вмісту нікелю в сталі, температурного режиму і витримування.

Під час подальшого виробничого циклу цей початково збагачений шар одночасно зазнає:

- зменшення товщини внаслідок обтискання на послідовних етапах прокатки,
- 5 - збільшення товщини внаслідок перебування листа при високій температурі на подальших етапах виготовлення. Однак таке збільшення товщини відбувається в менших розмірах, ніж на етапі нагрівання слябів.

Цикл виготовлення гарячекатаного листа зазвичай включає:

- 10 - етапи гарячої прокатки (обдирання, чистова обробка) в температурному діапазоні від 1250 до 825 °С,
- етап змотування в температурному діапазоні від 500 до 750 °С.

Автори винаходу з'ясували, що зміна параметрів гарячої прокатки і намотування, які проводяться в передбачених винаходом діапазонах, істотно не змінюють механічні характеристики, тому спосіб допускає певну зміну цих діапазонів без значного впливу на вироблену продукцію.

На цьому етапі гарячекатаний лист товщиною зазвичай від 1,5 до 4,5 мм очищають способом, відомим самим по собі, при якому видаляється лише шар оксидів, тому збагачений на нікель шар зберігається поблизу поверхні листа.

У тому випадку, коли необхідно одержати лист меншої товщини гаряча прокатка 20 проводиться при відповідному ступені обтискання, який становить, наприклад, від 30 до 70 %, з подальшим відпалом при температурі зазвичай від 740 до 820 °С так, щоб відбувалася рекристалізація нагартованого металу. Після термообробки лист може охолоджуватися для одержання листа без покриття або з покриттям, яке безперервно наноситься шляхом пропускання через гартівну ванну з застосуванням відомих способів і нарешті охолоджуватися.

25 Як пояснюється в публікації WO 2016016707, етапом, який надає переважний вплив на властивості збагаченого на нікель шару на кінцевому листі, є етап нагрівання слябів в спеціальному температурному діапазоні і при відповідній тривалості витримування. І навпаки, цикл відпалу гарячекатаного листа, який містить або не містить етап нанесення покриття, має лише другорядний вплив на характеристики поверхневого збагаченого на нікель шару. Іншими 30 словами, за винятком величини обтискання при холодній прокатці, при якій зменшується товщина збагаченого на нікель шару на подібну величину, характеристики збагачення цього шару на нікель практично ідентичні для гарячекатаного листа і листа, який зазнав додаткову холодну прокатку і відпал, незалежно від того, передбачений або не передбачений етап попереднього нанесення покриття зануренням.

35 Таке попереднє покриття може складатися з алюмінію, алюмінієвого сплаву (при вмісті алюмінію більше 50 %) або сплаву на основі алюмінію (в якому алюміній має переважну частку). Таке попереднє покриття виконано переважно зі сплаву «алюміній-кремній» з вмістом від 7 до 15 мас. % кремнію, від 2 до 4 мас. % заліза, факультативно від 15 до 30 частин на мільйон кальцію, решта - алюміній і неминучі при плавленні домішки.

40 Попереднє покриття може також складатися з алюмінієвого сплаву з вмістом від 40 до 45 Zn, від 3 до 10 Fe, від 1 до 3 Si, решта - алюміній і неминучі при плавленні домішки.

Згідно варіанта виконання попереднє покриття може складатися з алюмінієвого сплаву, причому останній знаходиться в інтерметалічному стані і містить залізо. Такий вид 45 попереднього покриття одержують в ході попередньої термообробки листа з попереднім покриттям з алюмінію або алюмінієвого сплаву. Така попередня термообробка проводиться при температурі θ_1 при витримуванні протягом часу t_1 так, щоб в попередньому покритті більше не містилися вільний алюміній, фаза τ_5 типу $Fe_3Si_2Al_{12}$ і фаза τ_6 типу $Fe_3Si_2Al_9$. Такий вид попереднього покриття дозволяє нагрівати листові заготовки до етапу гарячого штампування з істотно більшою швидкістю, що забезпечує мінімізацію часу витримування при високій 50 температурі протягом нагрівання листових заготовок, тобто зменшується кількість поглиненого водню на етапі нагрівання листових заготовок.

Як альтернатива попереднє покриття може бути гальванізоване або гальванізоване-сплавлене, тобто може містити залізо у кількості від 7 до 12 після термообробки на сплавлення, яка проводиться при переміщенні відразу після гальванічної ванни.

55 Також попереднє покриття може складатися з нашарування нанесених на послідовних етапах шарів, з яких щонайменше один шар може складатися з алюмінію або алюмінієвого сплаву.

Після описаного вище процесу виготовлення лист очищають або розрізають відомими самі 60 по собі способами для одержання листових заготовок, геометрія яких пов'язана з кінцевою геометрією штампованої деталі, зміцненої під пресом. Як пояснювалося вище, розрізання

листів, що містять, зокрема, від 0,32 до 0,36 вуглецю, від 0,40 до 0,80 марганцю, від 0,05 до 1,20 хрому, особливо легко виробляти через невисоку механічну міцність на цьому етапі і присутності переважно феритно-перлітної або феритно-перлітної мікроструктури.

5 Ці листові заготовки нагрівають до температури від 810 до 950 °С для повної аустенізації сталевих підкладки, піддають гарячому штампуванню і витримують в пресовому інструменті для одержання мартенситного перетворення. Ступінь деформації при гарячому штампуванні може бути більш-менш значною в залежності від того, чи проводилася чи не проводилася попередня холодна деформація (штампування) при обробці на аустенізацію. Автори винаходу з'ясували, що цикли нагрівання, які забезпечують твердіння під пресом і складаються з нагрівання 10 листових заготовок при температурі, близькій до температури перетворення Ас3 при подальшому витримуванні при цій температурі протягом декількох хвилин, також не спричиняють значної зміни збагаченого на нікель шару.

15 Іншими словами, властивості поверхневого, збагаченого на нікель шару є схожими для листа до твердіння під пресом і для деталі після твердіння під пресом, виготовленої з такого листа.

Завдяки складам згідно винаходу, при яких температура перетворення Ас3 нижче, ніж у звичайних складів сталі, стало можливим аустенізувати листові заготовки при зниженні температури і часу витримування, що дозволило зменшити імовірно поглинання водню у нагрівальній печі.

20 Авторами винаходу встановлено, що для одержання сталевих деталей з покращеною в'язкістю крім розглянутих вище оптимальних механічної міцності і стійкості до відстроченого розтріскування особливим умовам повинна відповідати і щільність присутніх поблизу поверхні листа частинок. В рамках винаходу ці частинки означають сукупність оксидів, сульфідів, нітридів, які є чистими або змішаними, такими, як-от оксисульфіди і карбонітриди, які присутні в матриці сталі. Дійсно було встановлено, що деякі частинки є місцем передчасного пошкодження, що знижує здатність до вигину. В рамках винаходу близькість до поверхні 25 означає зону, розташовану між поверхнею листа і простором глибиною 100 мкм під цією поверхнею.

Зокрема, щільність частинок, а саме щільність частинок середнього розміру, який перевищує 2 мкм, має відповідати певним критеріям.

Для опису дослідів і заходів, необхідних для створення критерію, який стосується щільності частинок, необхідно звернутися до наведених нижче Таблиць 1 і 2, а також до Фігур 1 і 2.

35 Було виготовлено п'ять сталевих листів А, В, С, D, Е, відповідний хімічний склад яких призведений в Таблиці 1. Хімічний склад виражений у масових відсотках, решту складає залізо і немінучі при плавленні домішки.

Ці листи були одержані зі сталі, виплавленої різними способами; в досліді А (контрольний дослід) легуючі елементи: марганець, кремній, хром і ніобій були додані до атмосфери повітря при розливанні у ківш з конвертера.

40 У дослідях В, С, D, Е, які проводилися за умов винаходу, легуючі елементи вносилися під час обробки RH (Ruhrlstahl Heraeus) у ківш RH, в якому підтримувався вакуум. Подальшу обробку на десульфурізацію проводили без відбирання азоту з розплаву. Додавання титану вироблялася у вигляді феро-титана наприкінці способу вторинної металургії.

45 Після відливання напівфабрикатів, сляби з різних видів сталі нагріли до температури 1275 °С і витримали при ній протягом 45 хвилин. Потім їх прокатили при кінцевій температурі прокатки 950 °С і змотали при температурі 650 °С. Після очищення поверхні листи були прокатані в холодному стані до товщини 1,5 мм. Після цього листи піддали відпалу з алітуванням при температурі 760 °С і алітували у безперервному режимі зануренням у ванну, яка містила 9 мас. % кремнію і 3 мас. % заліза, решта це алюміній і немінучі домішки.

50 Розрізані листи піддавали гарячому штампуванню після нагрівання до температури 900 °С і загально витримували в печі протягом 6 хвилин 30 секунд.

Склад сталі в дослідях А, В, С, D, E

| Дослідний зразок порівняння | C | Mn | Si | Ni | Cr | Mo | Al |
|-----------------------------|-------|------|------|------|------|------|-------|
| A | 0,34 | 0,61 | 0,54 | 0,42 | 0,35 | 0,20 | 0,032 |
| B | 0,345 | 0,61 | 0,53 | 0,39 | 0,35 | 0,19 | 0,043 |
| C | 0,33 | 0,60 | 0,53 | 0,38 | 0,33 | 0,17 | 0,028 |
| D | 0,33 | 0,66 | 0,55 | 0,40 | 0,35 | 0,19 | 0,036 |
| E | 0,33 | 0,65 | 0,55 | 0,44 | 0,35 | 0,20 | 0,038 |

| Дослідний зразок порівняння | Nb | Ti | P | S | N | B |
|-----------------------------|--------|-------|-------|--------|--------|--------|
| A | 0,0038 | 0,034 | 0,008 | 0,0004 | 0,0055 | 0,0039 |
| B | 0,039 | 0,033 | 0,004 | 0,0015 | 0,0051 | 0,0029 |
| C | 0,045 | 0,017 | 0,012 | 0,0003 | 0,0044 | 0,0032 |
| D | 0,048 | 0,017 | 0,011 | 0,0004 | 0,0051 | 0,0024 |
| E | 0,052 | 0,015 | 0,010 | 0,0005 | 0,0035 | 0,0029 |

Після зміцнення під пресом провели відповідні заходи стосовно трьох зразків за допомоги електронної сканувальної мікроскопії, при цьому розглядали частинки розміром більше 0,5 мкм на поверхні площею 6 мм² і на глибині 100 мкм від поверхні деталі.

Перший тип цих заходів полягав в оцінюванні щільності сукупності частинок D_i , а саме оксидів, сульфідів, нітридів, чистих або змішаних, таких, як-от оксисульфіди і карбонітриди, які присутні в матриці сталі. Другий тип цих заходів полягав в оцінюванні щільності частинок $D_{(>2\text{ мкм})}$, розмір яких перевищував 2 мкм. У наведеній нижче Таблиці 2 дослідні зразки порівняння D1, D2, E1, E2 відповідають сталевим листам зі складом D і E, наведеним вище в Таблиці 1 і одержаним з двох різних сталевих рулонів.

Кут вигину визначали на зміцнених деталях розміром 60×60 мм², які походили з двох рулонів, відповідно до стандарту VDA-238, який стосується вигину. Зусилля згинання проводилося пуансоном радіусом 0,4 мм. Відстань між рулонами і пуансоном дорівнює товщині випробовуваних деталей плюс зазор величиною 0,5 мм. Поява тріщини була помітною, оскільки вона збігалася зі зменшенням навантаження на кривій зсуву навантаження. Випробування переривалися в тому випадку, коли навантаження знижувалось більш, ніж на 30 Н від його максимальної величини. Кут вигину кожного дослідного зразка порівняння вимірювали при максимальному навантаженні. Представлені в Таблиці 2 результати відповідають семи зразкам, відібраним у напрямку прокатки. Таким чином була одержана середня величина кута вигину.

Таблиця 2

Щільності частинок (D_i) і частинок ($D_{(>2\text{ мкм})}$) середнього розміру більше 2 мкм на глибині 100 мкм від поверхні листа і відповідний кут вигину. Підкреслені значення не стосуються винаходу

| Дослідний зразок порівняння | $D_{(>2\text{ мкм})}$, частинок/мм ² | D_i , частинок/мм ² | Кут вигину, ° |
|-----------------------------|--|----------------------------------|---------------|
| A | 54 | 212,5 | 44 |
| B | 6,7 | 136 | 50,85 |
| C | 12 | 62,5 | 52 |
| D1 | 18 | 98 | 51 |
| D2 | 15 | 78,5 | 51 |
| E1 | 8 | 90,5 | 55 |
| E2 | 3,8 | 220 | 55 |

Для додержання діючих в промисловості вимог щодо ударної в'язкості деталі, які є задовільними стосовно напруження при розриві, є такими, які характеризуються кутом вигину більше 50°. Деталь, піддана гарячому штампуванню за умов дослідів А, за яких елементи

додавалися традиційним способом, мала кут вигину менше 50°.

На Фіг. 3 показаний розподіл частинок відповідно до їх середнього розміру з урахуванням їх щільності для семи дослідних зразків порівняння, наведених у Таблиці 2. Відзначається, що дослідний зразок порівняння характеризується розподілом щільності частинок відповідно до їх розміру, який істотно відрізняється від розміру інших дослідних зразків порівняння. В принципі щільність частинок середнього розміру, яка становить менше 2 мкм, в зразку порівняння а помітно менше щільності інших дослідних зразків порівняння. Умови плавлення згідно винаходу дозволяють значно зменшити сукупність частинок, зокрема, частинок розміром більше 2 мкм. Такий сприятливий розподіл відзначений на листі і у штампованій в гарячому стані деталі з цього листа.

На Фіг. 1 показана по кожному дослідному зразку порівняння, наведеному в Таблиці 2, щільність для частинок $D_{(>2 \text{ мкм})}$ середнього розміру більше 2 мкм і щільність для сукупності частинок D_i . Враховуючи, що лише зразок порівняння А не задовольняє необхідному критерію для кута вигину більше 50°, то створюється співвідношення між щільністю D_i і щільністю $D_{(>2 \text{ мкм})}$, яке одержують на прямій D рівняння:

$$Y = -6,75 (X - 40).$$

Беручи до уваги той факт, що деталі з кутом вигину більше 50° розташовані під прямою D у заштрихованій зоні F, то звідси випливає, що критерієм, який дозволяє забезпечити хорошу в'язкість при згині є:

$$D_i + 6,75 D_{(>2 \text{ мкм})} < 270,$$

де: D_i і $D_{(>2 \text{ мкм})}$ означають кількість частинок на мм^2 .

Цей критерій свідчить про значний вплив частинок середнього розміру, який перевищує 2 мкм, на в'язкість штампованих в гарячому стані деталей.

У Таблиці 3 нижче і на Фіг. 2 представлені охарактеризований критерій $D_i + 6,75 D_{(>2 \text{ мкм})}$ і кут вигину, одержаний за семи дослідних умов: А, В, С, D1, D2, E1 і E2. Зона сірого кольору G на Фіг. 2 означає зону згідно винаходу, в якій деталь має кут вигину більше 50° і в якій критерій становить менше 270. У цій зоні G деталь має підвищену в'язкість і механічну міцність більшу 1800 МПа.

Таблиця 3

Критерій $D_i + 6,75 D_{(>2 \text{ мкм})}$ і відповідний кут вигину. Підкреслені значення до винаходу не належать

| Дослідний зразок порівняння | Критерій $D_i + 6,75 D_{(>2 \text{ мкм})}$ | Кут вигину |
|-----------------------------|--|------------|
| A | 577 | 44 |
| B | 181 | 50,85 |
| C | 143 | 52 |
| D1 | 220 | 51 |
| D2 | 180 | 51 |
| E1 | 144 | 55 |
| E2 | 246 | 55 |

Автори винаходу встановили також, що зменшення вмісту марганцю внаслідок значного підвищення вмісту вуглецю дозволяє істотно підвищити стійкість сталевій деталі до корозії під напруженням при збереженні підвищеної механічної міцності більше 1800 МПа.

Як відомо, схильність до корозії під напруженням вимірюється методами, які застосовують випробування на вигин в чотирьох точках з постійним навантаженням:

- або зануренням навантаженої таким чином сталевій деталі у сольовий розчин при кімнатній температурі на 30 діб,

- або напленням сольового розчину при 35 °С протягом 4 годин на навантажену сталеву заготовку, причому цю операцію повторно проводять через 20 діб.

Однак ці методи не відтворюють в достатній мірі умови навколишнього середовища, для яких призначені сталеві деталі.

Тому інший, так званий циклічний метод передбачає чергування сольової, вологої і сухої фаз. Сольова фаза застосовується протягом 2 % від випробувального періоду при одному масовому відсотку NaCl в атмосфері при рН=4. Наступна, волога фаза застосовується протягом 28 % від випробувального періоду при 90 % відносній вологості і температурі 35 °С. Остання, суха фаза застосовується протягом 70 % від випробувального періоду при 55 % відносній вологості і температурі 35 °С. Таке циклічне випробування застосовується протягом 42 діб.

Однак цей циклічний метод не є достатньо суворим для того, щоб забезпечувалася

задовільна стійкість до корозії під напруженням сталеві деталі у цільових випадках застосування. Тоді застосували новий циклічний метод, так званий VDA (Спілка Автомобільної Промисловості), при якому сталеві деталь, яка знаходиться під напруженням піддавалася більш суворим умовам корозії під напруженням. Період або цикл випробування триває один тиждень.

При цьому методі VDA сольова фаза застосовується протягом 5 % від випробувального періоду (замість 2 % при циклічному методі) при одному мас. % NaCl в атмосфері при pH=7. Наступна, волога фаза застосовується протягом 25 % від випробувального періоду при 95 % відносній вологості (замість 90 % при циклічному методі) при температурі 35 °С. Остання, суха фаза застосовується протягом 65 % від випробувального періоду при 70 % відносній вологості (замість 55 % при циклічному методі) і температурі 35 °С. Метод VDA застосовується протягом 6 циклів, тобто 6 тижнів або 42 доби.

Грунтуючись на винаході, можна вважати, що сталеві деталь задовольняє критерію корозії під напруженням, якщо протягом 42 діб не відбулося руйнування матеріалу.

Були розглянуті чотири умови випробування: Н, І, J і К, хімічні склади наведені в нижченаведеній Таблиці 4. Склади виражені у масових відсотках, решта складу це залізо і домішки, які виникають при виплавленні.

Чотири умови випробування Н, І, J, К задовольняють критеріям, охарактеризованим вище стосовно щільності частинок і поверхневого збагачення на нікель.

Таблиця 4

Склад сталі при чотирьох умовах випробування Н, І, J, К

| Дослідний зразок порівняння | C | Mn | S | P | Si | Cr | Nb |
|-----------------------------|-------|-------|--------|-------|-------------|-------|-------|
| Н | 0,35 | 0,60 | 0,0003 | 0,012 | 0,53 | 0,33 | 0,045 |
| І | 0,35 | 0,62 | 0,0003 | 0,013 | 0,57 | 0,51 | 0,039 |
| J | 0,40 | 0,10 | 0,0001 | 0,012 | 0,21 | 1,00 | 0,041 |
| К | 0,33 | 0,48 | 0,0001 | 0,012 | 1,53 | 0,96 | 0,047 |
| Дослідний зразок порівняння | Al | Ti | Ni | Mo | B (млн./ч.) | N | |
| Н | 0,045 | 0,017 | 0,38 | 0,17 | 32 | 0,004 | |
| І | 0,030 | 0,020 | 0,40 | 0,20 | 24 | 0,005 | |
| J | 0,023 | 0,015 | 0,50 | 0,24 | 19 | 0,003 | |
| К | 0,016 | 0,020 | 0,39 | 0,19 | 33 | 0,004 | |

Виготовлений за умови Н лист мав температуру Ас3, рівну 829 °С. Цю температуру визначили з допомогою відомої формули Ендрю. Виготовлений за умов І лист мав температуру Ас3, розраховану за формулою Ендрю, яка становила 820 °С; виготовлений за умов випробування J лист мав температуру Ас3, розраховану за формулою Ендрю, яка становила 807 °С; виготовлений за умов випробування К лист мав температуру Ас3, розраховану за формулою Ендрю, яка становила 871 °С.

Таким чином дослідний зразок порівняння J мав температуру аустенізації, особливо сприятливу для його промислового виробництва.

Температура Ms (температура початку мартенситного перетворення при охолодженні), розрахована за формулою Ендрю, становила: 362 °С, 345 °С, 353 °С, 348 °С для листів, виготовлених відповідно за умов Н, І, J, К.

Сталеві листи для зразків порівняння Н, І, J, К були виготовлені за таких умов:

- нагрівання до температури 1275 °С протягом 30 хвилин,
- гаряча прокатка до кінцевої температури прокатки 900 °С,
- змотування при 540 °С для зразка порівняння Н, при 550 °С для зразків порівняння І і J і при 580 °С для зразка порівняння К,
- холодна прокатка зі ступенем обтиснення 58 %,
- відпал при температурі 760 °С для рекристалізації загартованого металу,
- охолодження.

При випробуванні Н на лист наносилося покриття зануренням у згаданий вище сплав AlSi, виготовлені за умов І, J, К листи покриття не мали.

Одержали сталевий лист товщиною 1,5 мм для умов Н, І, К і товщиною 1,3 мм для умови J.

Після розрізання листа на листові заготовки одну з них нагріли в печі до 900 °С протягом 6 хвилин і 30 секунд (загальна тривалість витримання в печі) з тим, щоб в сталі відбулося повне аустенітне перетворення, потім листову заготовку швидко переміщували у пристрій, який симулює гаряче штампування. Таке переміщення зайняло менше 10 секунд, так що аустенітного перетворення на цьому етапі не відбулося. Зусилля пресування пресовими інструментами становило 5000 МПа. Деталь витримали всередині преса для її зміцнення шляхом мартенситного перетворення аустенітної структури. Після цього лист піддали термообробці при 170 °С протягом 20 хвилин, що відповідає циклу відпалу покриття, нанесеного на одержану гарячим штампуванням деталь.

Механічні властивості на розтяг (границя плинності σ_y і міцність Rm), виміряні на штампованих деталях Н, І, J, К, представлені нижче в Таблиці 5.

Таблиця 5

Механічні властивості на розтяг, виміряні за чотирьох умов випробування Н, І, J, К

| Дослідний зразок порівняння | σ_y , МПа | Rm, МПа |
|-----------------------------|------------------|---------|
| Н | 1482 | 1845 |
| І | 1587 | 1996 |
| J | 1599 | 1923 |
| К | 1497 | 1824 |

Три зразки, відібрані від штампованих в гарячому вигляді деталей для кожного з дослідних зразків порівняння Н, І, J, К піддали описаному вище випробуванню VDA для визначення корозії під напруженням. Навантаження на вигин, прикладене до зразка на його зовнішній поверхні між обома роликками, становила 750 МПа.

Результати наведені в Таблиці 6.

Таблиця 6

Результати випробувань на корозію під напруженням методом VDS за умов випробування Н-К

| Дослідний зразок порівняння | Руйнування | | | | | |
|-----------------------------|------------|----------|----------|----------|----------|----------|
| | 1-й цикл | 2-й цикл | 3-й цикл | 4-й цикл | 5-й цикл | 6-й цикл |
| Н | 0 | 2 | 1 | - | - | - |
| І | 0 | 0 | 1 | 2 | - | - |
| J | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |
| К | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |

Було встановлено, що за умови випробування Н обидві деталі зруйнувалися на другому циклі, третя деталь зруйнувалася на третьому циклі.

При дослідному зразку порівняння І перша деталь зруйнувалася під час третього циклу, дві інших деталі зруйнувалися під час 4-го циклу.

При дослідних зразках порівняння J і К жодна деталь не зруйнувалася після 6-го циклу. Дослідний зразок порівняння J з низьким вмістом марганцю і дослідний зразок порівняння К з високим вмістом кремнію показали чудову стійкість до корозії під напруженням.

Не вдаючись в теорію, авторами винаходу було виведено вираз для критерію, який дозволяє забезпечити для штампованої в гарячому вигляді деталі з границею пружності від 1300 до 1600 МПа стійкість до корозії під напруженням, необхідну для задоволення випробування VDA.

Цей критерій залежить від трьох параметрів, а саме від параметра P1, який визначається складом деталі, параметра P2, який визначається прикладеним навантаженням, і параметра P3, який визначається присутністю можливого покриття на штампованій в гарячому стані деталі.

Параметр P1 має такий вираз, який залежить від вмісту марганцю, фосфору, хрому, молібдену і кремнію:

$$P1 = 455 \text{Exp}(-0,5[\text{Mn}+25\text{P}]) + [390 \text{Cr} + 50 \text{Mo}] + 7 \text{Exp}(1,3 \text{Si}),$$

при цьому вміст виражений у масових відсотках.

Параметр P2 має такий вираз:

$$P2 = [6 - 1,22 \cdot 10^{-9} \sigma_y^3],$$

де: σ_y - границя плинності в МПа, яка становить від 1300 до 1600 МПа.

Параметр R3 кількісно залежить від параметра C_{SCC}, значення якого дорівнює 1, якщо деталь без покриття, і дорівнює 0,7, якщо деталь з покриттям.

Отже визначили порогове значення для руйнування під дією корозії під напруженням при навантаженні $X_o: X_o = P1 \times P2 \times P3$.

- 5 Порогові значення для руйнування під дією корозії під навантаженням X_o , які визначили для штампованих деталей H, I, J, R представлені в Таблиці 7.

Таблиця 7

Порогові значення для руйнування під дією корозії під напруженням X_o для чотирьох дослідних зразків порівняння H, I, J, K

| Дослідний зразок порівняння | X_o |
|-----------------------------|-------|
| H | 627 |
| I | 570 |
| J | 793 |
| K | 1417 |

- 10 Таким чином авторами винаходу встановлено, що при X_o більше або рівному 750, переважно більше або рівному 790, відповідний лист або деталь відповідає вимогам випробування VDA стосовно стійкості до корозії під напруженням.

Отже визначили наступний критерій, який, якщо він додержується, забезпечує стійкість до корозії під напруженням сталевих листа або деталі:

$$[455 \text{Exp}(-0,5[\text{Mn}+25\text{P}]) + [390 \text{Cr} + 50 \text{Mo}] + 7 \text{Exp}(1,3 \text{Si})] [6 - 1,22 \cdot 10^{-9} \sigma_y^3] [C_{\text{SCC}}] \geq 750.$$

- 15 Переважно величина X_o перевищує або дорівнює 790, більш переважно перевищує 1100, що необхідно для одержання дуже високої стійкості до корозії під напруженням.

- 20 Крім з'ясування того факту, що зниження вмісту марганцю дозволяє збільшити стійкість до корозії під напруженням при навантаженні, було встановлено, що збільшення вмісту хрому (0,33 в дослідному зразку порівняння H, 0,51 в дослідному зразку порівняння I і близько 1 в дослідних зразках порівняння J і K) також підвищує стійкість деталі до корозії під напруженням. Досліди на зразку порівняння K також показали, що вміст кремнію 1,53 забезпечує стійкість до корозії під напруженням.

- 25 Таким чином винахід дозволяє виготовляти зміцнені під пресом деталі, які характеризуються одночасно високими механічними властивостями на розтяг, хорошою в'язкістю і підвищеною стійкістю до корозії під напруженням. Такі деталі знаходять успішне застосування як конструкторські деталі або елементи жорсткості в конструкції автомобілів.

ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

- 30 1. Катаний сталевий лист для зміцнення під пресом, до хімічного складу якого входять, мас. %:

$$0,24 \leq C \leq 0,38,$$

$$0,40 \leq \text{Mn} \leq 3,$$

$$0,10 \leq \text{Si} \leq 1,70,$$

$$0,015 \leq \text{Al} \leq 0,070,$$

- 35 $\text{Cr} \leq 2,$

$$0,25 \leq \text{Ni} \leq 2,$$

$$0,015 \leq \text{Ti} \leq 0,10,$$

$$\text{Nb} \leq 0,060,$$

$$0,0005 \leq \text{B} \leq 0,0040,$$

- 40 $0,003 \leq \text{N} \leq 0,010,$

$$0,0001 \leq \text{S} \leq 0,005,$$

$$0,0001 \leq \text{P} \leq 0,025,$$

при цьому вміст титану і азоту задовольняє умові:

$$\text{Ti}/\text{N} > 3,42,$$

- 45 вміст вмісту марганцю, хрому і кремнію задовольняє умові:

$$2,6C + \frac{\text{Mn}}{5,3} + \frac{\text{Cr}}{13} + \frac{\text{Si}}{15} \geq 1,1$$

решта - це залізо і домішки, немінучі при виплавленні,

при цьому лист має вміст нікелю Ni_{surf} в будь-якій точці сталі поблизу поверхні цього листа на глибині Δ :

$$Ni_{surf} > Ni_{nom},$$

де Ni_{nom} означає номінальний вміст нікелю в сталі,

5 Ni_{max} означає максимальний вміст нікелю на глибині Δ :

$$\frac{Ni_{max} - Ni_{nom}}{2} \times (\Delta) \geq 0,6$$

$$\frac{(Ni_{max} - Ni_{nom})}{\Delta} \geq 0,01$$

при цьому глибина Δ виражена у мікронах, вмісти Ni_{max} і Ni_{nom} виражені у мас. %, причому віднесена до одиниці поверхні щільність сукупності частинок D_i і віднесена до одиниці

10 поверхні щільність частинок $D_{(>2 \text{ мкм})}$ розміром більше 2 мкм задовольняють щонайменше на глибині 100 мкм від поверхні листа, умові:

$$D_i + 6,75 D_{(>2 \text{ мкм})} < 270,$$

де D_i і $D_{(>2 \text{ мкм})}$ означають кількість частинок на квадратний міліметр, причому ці частинки означають сукупність оксидів, сульфідів, нітридів в чистому або змішаному вигляді, таких як окисульфідів і карбонітридів, присутні в сталевій матриці.

15 2. Сталевий лист за п. 1, який **відрізняється** тим, що до хімічного складу входить один або кілька наступних елементів:

$$0,05 \leq Mo \leq 0,65,$$

$$0,001 \leq W \leq 0,30,$$

20 $0,0005 \leq Ca \leq 0,005.$

3. Сталевий лист за п. 1 або 2, який **відрізняється** тим, що в його складі міститься, мас. %:

$$0,95 \leq Cr \leq 1,05.$$

4. Сталевий лист за п. 3, який **відрізняється** тим, що в його складі міститься, мас. %:

$$0,48 \leq Ni \leq 0,52.$$

25 5. Сталевий лист за п. 3 або 4, який **відрізняється** тим, що в його складі міститься, мас. %:

$$1,4 \leq Si \leq 1,70.$$

6. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-5, який **відрізняється** тим, що його мікроструктура є феритно-перлітною.

30 7. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-6, який **відрізняється** тим, що він є гарячекатаним листом.

8. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-6, який **відрізняється** тим, що він є холоднокатаним і відпаленим листом.

9. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-8, який **відрізняється** тим, що на нього попередньо нанесений шар алюмінію або алюмінієвого сплаву, або сплаву на основі алюмінію.

35 10. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-8, який **відрізняється** тим, що на нього попередньо нанесений шар з цинку або цинкового сплаву, або сплаву на основі цинку.

11. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-8, який **відрізняється** тим, що на нього попередньо нанесений шар або кілька шарів з інтерметалічних сплавів з вмістом алюмінію і заліза, за необхідності кремнію, при цьому в попередньому покритті не містяться вільний алюміній, фаза

40 τ_5 типу $Fe_3Si_2Al_{12}$ і фаза τ_6 типу $Fe_3Si_2Al_9$.

12. Катаний сталевий лист для зміцнення під пресом, до хімічного складу якого входять, мас. %:

$$0,38 \leq C \leq 0,43,$$

$$0,05 \leq Mn \leq 0,4,$$

$$0,10 \leq Si \leq 1,70,$$

45 $0,015 \leq Al \leq 0,070,$

$$Cr \leq 2,$$

$$0,25 \leq Ni \leq 2,$$

$$0,015 \leq Ti \leq 0,10,$$

$$Nb \leq 0,060,$$

50 $0,0005 \leq B \leq 0,0040,$

$$0,003 \leq N \leq 0,010,$$

$$0,0001 \leq S \leq 0,005,$$

$$0,0001 \leq P \leq 0,025,$$

при цьому вміст титану і азоту задовольняє умові:

55 $Ti/N > 3,42,$

вміст вуглецю, марганцю, хрому і кремнію задовольняє умові:

$$2,6C + \frac{Mn}{5,3} + \frac{Cr}{13} + \frac{Si}{15} \geq 1,1$$

решта - це залізо і домішки, немінучі при виплавленні, при цьому лист має вміст нікелю Ni_{surf} в будь-якій точці сталі поблизу поверхні цього листа на глибині Δ :

5 $Ni_{surf} > Ni_{nom}$,

де Ni_{nom} означає номінальний вміст нікелю в сталі,

Ni_{max} означає максимальний вміст нікелю на глибині Δ :

$$\frac{Ni_{max} - Ni_{nom}}{2} \times (\Delta) \geq 0,6$$

$$\frac{(Ni_{max} - Ni_{nom})}{\Delta} \geq 0,01$$

10 при цьому глибина Δ виражена у мікронах, вмісти Ni_{max} і Ni_{nom} виражені у мас. %, причому віднесена до одиниці поверхні щільність сукупності частинок D_i і віднесена до одиниці поверхні щільність частинок $D_{(>2 \text{ мкм})}$ розміром більше 2 мкм задовольняють щонайменше на глибині 100 мкм від поверхні листа, умові:

15 $D_i + 6,75 D_{(>2 \text{ мкм})} < 270$,

де D_i і $D_{(>2 \text{ мкм})}$ означають кількість частинок на квадратний міліметр, причому ці частинки означають сукупність оксидів, сульфідів, нітридів в чистому або змішаному вигляді, таких як оксисульфіди і карбонітриди, присутні в сталевій матриці.

13. Сталевий лист за п. 12, який **відрізняється** тим, що до хімічного складу входить один або кілька наступних елементів:

20 $0,05 \leq Mo \leq 0,65$,

$$0,001 \leq W \leq 0,30$$

$$0,0005 \leq Ca \leq 0,005$$

14. Сталевий лист за п. 12 або 13, який **відрізняється** тим, що в його складі містяться, мас. %: $0,39 \leq C \leq 0,43$, $0,09 \leq Mn \leq 0,11$.

25 15. Сталевий лист за будь-яким з пп. 12-14, який **відрізняється** тим, що в його складі міститься, мас. %: $0,95 \leq Cr \leq 1,05$.

16. Сталевий лист за п. 14 або 15, який **відрізняється** тим, що в його складі міститься, мас. %: $0,48 \leq Ni \leq 0,52$.

30 17. Сталевий лист за будь-яким з пп. 14-16, який **відрізняється** тим, що в його складі міститься, мас. %: $1,4 \leq Si \leq 1,70$.

18. Сталевий лист за будь-яким з пп. 12-17, який **відрізняється** тим, що його мікроструктура є феритно-перлітною.

19. Сталевий лист за будь-яким з пп. 12-18, який **відрізняється** тим, що він є гарячекатаним листом.

35 20. Сталевий лист за будь-яким з пп. 12-18, який **відрізняється** тим, що він є холоднокатаним і відпаленим листом.

21. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-20, який **відрізняється** тим, що на нього попередньо нанесений шар алюмінію або алюмінієвого сплаву, або сплаву на основі алюмінію.

40 22. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-20, який **відрізняється** тим, що на нього попередньо нанесений шар з цинку або цинкового сплаву, або сплаву на основі цинку.

23. Сталевий лист за будь-яким з пп. 1-20, який **відрізняється** тим, що на нього попередньо нанесений шар або кілька шарів з інтерметалічних сплавів з вмістом алюмінію і заліза, за необхідності кремнію, при цьому в попередньому покритті не містяться вільний алюміній, фаза τ_5 типу $Fe_3Si_2Al_{12}$ і фаза τ_6 типу $Fe_3Si_2Al_9$.

45 24. Зміцнена під пресом деталь зі сталевого листа зі складом за будь-яким з пп. 1-5, 12-17, яка **відрізняється** тим, що вона має мартенситну або мартенситно-бейнітну структуру, при цьому її механічна міцність R_m перевищує або дорівнює 1800 МПа, при цьому віднесена до одиниці поверхні щільність сукупності частинок D_i і віднесена до одиниці поверхні щільність частинок $D_{(>2 \text{ мкм})}$ розмірів більше 2 мкм задовольняють щонайменше на глибині 100 мкм від поверхні цієї деталі, умові:

50 $D_i + 6,75 D_{(>2 \text{ мкм})} < 270$,

де D_i і $D_{(>2 \text{ мкм})}$ означають кількість частинок на mm^2 .

25. Деталь за п. 24, яка **відрізняється** тим, що вона має щонайменше в напрямку прокатки кут вигину більше 50° .

55 26. Деталь за п. 24 або 25, яка **відрізняється** тим, що вміст марганцю, фосфору, хрому, молібдену і кремнію задовольняють умові:

$[455\text{Exp}(-0,5[\text{Mn}+25\text{P}]) + [390\text{Cr}+50\text{Mo}] + 7\text{Exp}(1,3\text{Si})][6-1,22 \cdot 10^{-9}\sigma_y^3][C_{\text{SCC}}] \geq 750$,

при цьому σ_y означає границю плинності від 1300 до 1600 МПа; C_{SCC} дорівнює 1 для листа без покриття і дорівнює 0,7 для листа з покриттям.

27. Деталь за п. 26, яка **відрізняється** тим, що вміст марганцю, фосфору, хрому, молібдену і кремнію задовольняють умові:

$[455\text{Exp}(-0,5[\text{Mn}+25\text{P}]) + [390\text{Cr}+50\text{Mo}] + 7\text{Exp}(1,3\text{Si})][6-1,22 \cdot 10^{-9}\sigma_y^3][C_{\text{SCC}}] \geq 1100$.

28. Деталь за будь-яким з пп. 24-27, яка містить номінальну кількість нікелю Ni_{nom} , яка **відрізняється** тим, що вміст нікелю Ni_{surf} в сталі поблизу поверхні перевищує вміст нікелю Ni_{nom}

на глибині Δ , при цьому Ni_{max} означає максимальний вміст нікелю на глибині Δ :

$$\frac{(Ni_{\text{max}} - Ni_{\text{nom}})}{2} \times (\Delta) \geq 0,6$$

$$\frac{(Ni_{\text{max}} - Ni_{\text{nom}})}{\Delta} \geq 0,01$$

при цьому глибина Δ виражена в мкм, вміст Ni_{max} і Ni_{nom} виражені у мас. %.

29. Деталь за будь-яким з пп. 24-28, яка **відрізняється** тим, що вона має покриття з алюмінієвого сплаву або сплаву на основі алюмінію, або з цинкового сплаву, або сплаву на основі цинку, яке утворилося в результаті дифузії між сталеву підкладкою і попереднім покриттям під час термообробки на зміцнення під пресом.

30. Спосіб виготовлення гарячекатаного сталевого листа, який включає наступні послідовні етапи:

виплавляння рідкої сталі з додаванням в неї марганцю, кремнію, ніобію і хрому, при цьому додавання роблять в камері під вакуумом,

десульфуріація рідкого металу без збільшення вмісту азоту в ньому,

додавання титану, при цьому зазначене додавання роблять так, щоб хімічний склад розплаву відповідав будь-якому з пп. 1-5, 12-17, потім

виливання напівфабрикату, потім

нагрівання напівфабрикату до температури від 1250 до 1300 °С протягом часу витримання при цій температурі протягом від 20 до 45 хвилин,

гаряча прокатка напівфабрикату до кінцевої температури прокатки, яка становить від 825 до 950 °С, для одержання гарячекатаного листа, потім

змотування гарячекатаного листа при температурі від 500 до 750 °С для одержання гарячекатаного і змотаного листа і

очищення від оксидного шару, який утворився на попередніх етапах.

31. Спосіб виготовлення холоднокатаного і відпаленого листа, який **відрізняється** тим, що він включає наступні етапи:

подача гарячекатаного змотаного і очищеного листа, одержаного способом за п. 30,

холодна прокатка зазначеного листа для одержання холоднокатаного листа,

відпал холоднокатаного листа при температурі від 740 до 820 °С для одержання холоднокатаного відпаленого листа.

32. Спосіб виготовлення листа з попереднім покриттям, при якому подають катаний лист, одержаний способом за п. 30 або 31, потім безперервно наносять попереднє покриття

зануренням, причому попереднє покриття є алюмінієм або алюмінієвим сплавом, або сплавом на основі алюмінію, або цинком, або цинковим сплавом, або сплавом на основі цинку.

33. Спосіб виготовлення попередньо легованого листа з попереднім покриттям, в якому:

подають катаний лист, одержаний способом за п. 31 або 32, потім безперервно наносять попереднє покриття з відпущеного алюмінієвого сплаву або сплаву на основі алюмінію, потім

проводять попередню термообробку листа з попереднім покриттям так, щоб в попередньому покритті не містилися вільний алюміній, фаза τ_5 типу $\text{Fe}_3\text{Si}_2\text{Al}_{12}$ і фаза τ_6 типу $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$.

34. Спосіб виготовлення зміцненої під пресом деталі за будь-яким з пп. 24-29, який включає наступні етапи:

подача листа, виготовленого способом за будь-яким з пп. 30-33,

розрізання листа на листові заготовки,

опціонально проведення етапу деформації листової заготовки холодним штампуванням,

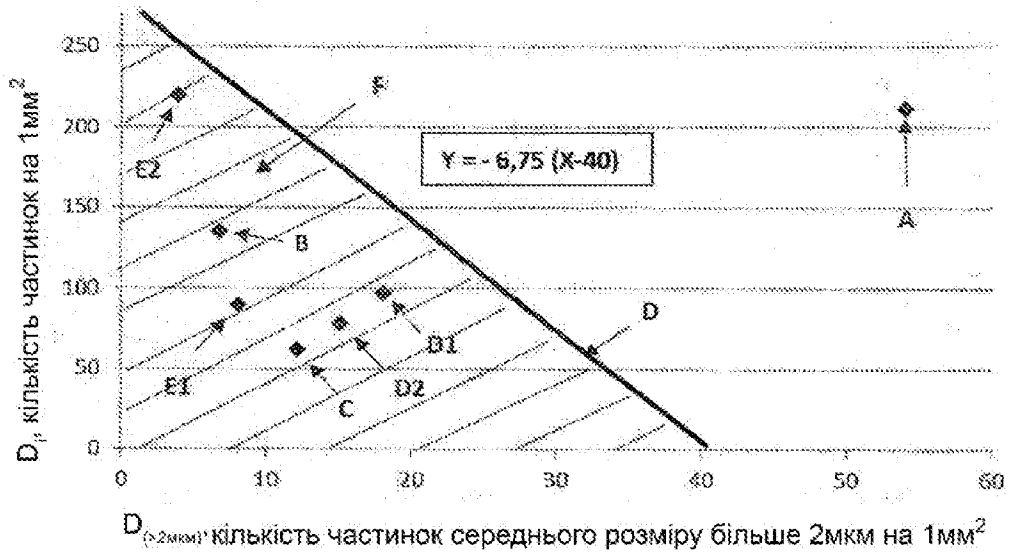
нагрівання листової заготовки до температури від 810 до 950 °С для одержання повністю аустенітної структури в сталі,

переміщення листової заготовки у прес,

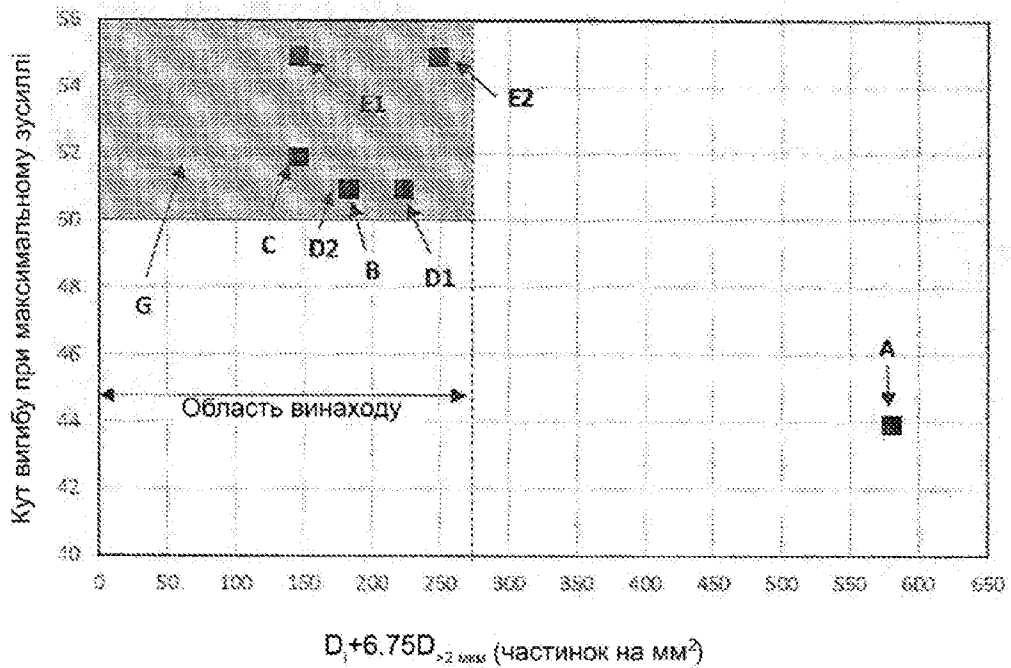
гаряче штампування листової заготовки для одержання деталі,

витримання деталі всередині преса для зміцнення мартенситним перетворенням аустенітної структури.

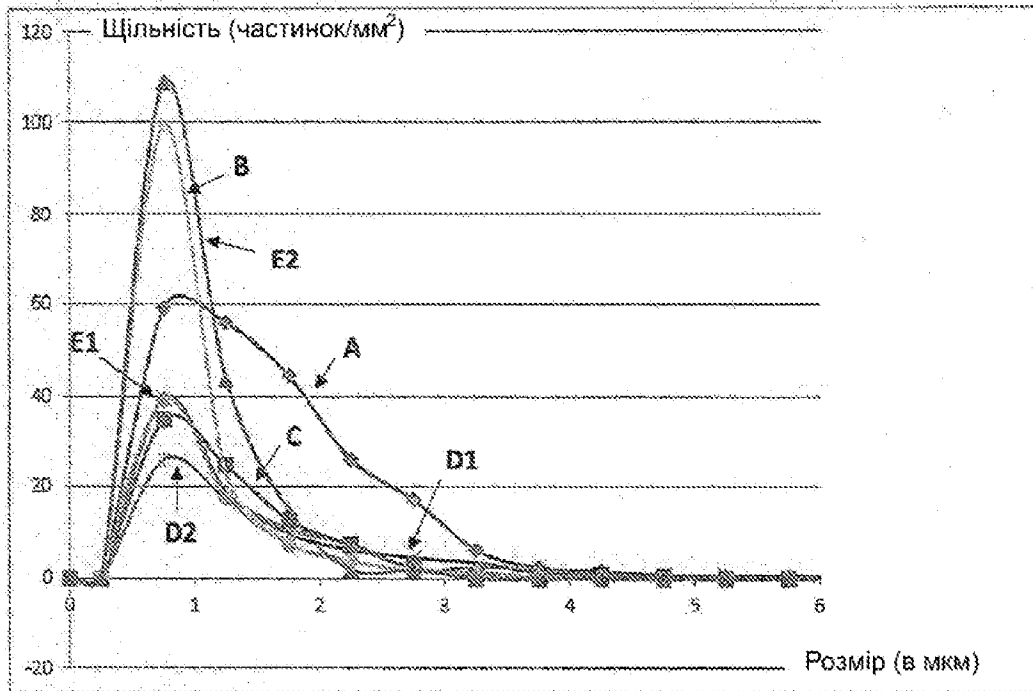
35. Застосування зміцненої під пресом деталі за будь-яким з пп. 24-29 або виготовленої способом за п. 34 для виготовлення конструктивних деталей або елементів жорсткості для автомобілів.



Фиг. 1



Фиг. 2



Фиг. 3