



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **123929** (13) **C2**
(51) МПК

C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01)
B22D 11/06 (2006.01)
B22D 11/12 (2006.01)

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

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД

<p>(21) Номер заявки: a 2019 10442</p> <p>(22) Дата подання заявки: 20.04.2018</p> <p>(24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності: 24.06.2021</p> <p>(31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: PCT/IB2017/052312</p> <p>(32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: 21.04.2017</p> <p>(33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: IB</p> <p>(41) Публікація відомостей про заявку: 27.01.2020, Бюл.№ 2</p> <p>(46) Публікація відомостей про державну реєстрацію: 23.06.2021, Бюл.№ 25</p> <p>(86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: PCT/IB2018/052748, 20.04.2018</p>	<p>(72) Винахідник(и): Боне Фредерік (FR), Бобаділа Мануель (FR), Бель Бертран (FR), Дешлер Валері (FR)</p> <p>(73) Володілець (володільці): АРСЕЛОРМІТТАЛ, 24-26, Boulevard d'Avranches, 1160 Luxembourg, Luxembourg (LU)</p> <p>(74) Представник: Слободянюк Тарас Олександрович, реєстр. №217</p> <p>(56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: EP 1897963 A1, 12.03.2008 CN 105838993 A, 10.08.2016 JP 2002105588 A, 10.04.2002</p>
--	--

(54) ЛИСТОВА СТАЛЬ З ВИСОКОЮ ФОРМОВАНІСТЮ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛЕГКИХ ЗА МАСОЮ КОНСТРУКЦІЙНИХ ДЕТАЛЕЙ І СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ

(57) Реферат:

Листова сталь, яка демонструє композицію, яка містить, мас. %: $0,010 \leq C \leq 0,080$, $0,06 \leq Mn \leq 3$, $Si \leq 1,5$, $0,005 \leq Al \leq 1,5$, $S \leq 0,030$, $P \leq 0,040$, Ti і B так, що: $3, \leq Ti \leq 7,5$ і $(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - 0,43$, необов'язково $Ni \leq 1$, $Mo \leq 1$, $Cr \leq 3$, $Nb \leq 0,1$, $V \leq 0,1$, при цьому решта являє собою залізо і немінучі домішки, які є результатом плавки. Листова сталь має структуру, яка складається з фериту щонайбільше 10 % аустеніту і виділень, при цьому виділення включають евтектичні виділення TiB_2 , причому об'ємна часткова концентрація виділень TiB_2 відносно сукупної структури становить щонайменше 9 %, при цьому частка виділень TiB_2 , які характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 8 мкм, становить щонайменше 96 %.

UA 123929 C2

Винахід належить до виготовлення листових сталей або конструкційних деталей, які поєднують високий модуль пружності E при натягу, низьку густину d і високу придатність до обробки, особливо, високі ливарні якості і високу придатність до деформації і пластичність.

5 Механічні експлуатаційні характеристики за наявності жорсткості конструкційних елементів, як це відомо, варіюються у вигляді $E*d$, при цьому коефіцієнт x залежить від режиму програми зовнішнього навантаження (наприклад, при натягу або при згинанні) і від геометрії елементів (пластини, прутки). Таким чином, високі механічні експлуатаційні характеристики демонструють сталі, які характеризуються як високим модулем пружності, так і низькою густиною.

10 Ця вимога, кажучи найбільш конкретно, належить до автомобільної промисловості, де надання легкості і безпека транспортного засобу є постійними предметами особливої уваги. В цілях виробництва сталевих деталей, які характеризуються збільшеним модулем пружності і зменшеною густиною, було запропоновано включення в сталь керамічних частинок, які належать до різних типів, таких як-от карбіди, нітриди, оксиди або бориди. Дійсно, такі матеріали характеризуються великим модулем пружності, який лежить в діапазоні приблизно від 250 до 550 ГПа, ніж модуль пружності базових сталей, який становить приблизно 210 ГПа, і які їх включають. Досягнення зміцнення досягають в результаті перенесення навантаження між сталеву матрицю і керамічними частинками під дією напруження. Це зміцнення додатково збільшується внаслідок подрібнення розміру зерен матриці в результаті наявності керамічних частинок. Для виготовлення таких матеріалів, які включають керамічні частинки, які однорідно розподілені у сталевій матриці, відомі способи, які базуються на порошковій металургії: спочатку виробляють порошкоподібну кераміку, яка описується контрольованою геометрією, при цьому їх змішують з порошкоподібними сталями, що, тим самим, відповідає сталі з привнесеним додаванням керамічних частинок. Порошкоподібну суміш ущільнюють в ливарній формі, а після цього нагрівають до температури, такої щоб ця суміш спікалася. В одному варіанті способу порошкоподібні метали змішують так, щоб під час фази спікання утворити керамічні частинки.

Однак цьому типу способу властиві кілька обмежень. Особливо, для нього потрібне ретельне дотримання умов плавки і обробки в цілях недопущення стимулювання проходження реакції з атмосферою, беручи до уваги високу площу питомої поверхні порошкоподібних металів. Додатково до цього, навіть після операцій ущільнення і спікання може зберігатися залишкова пористість, при цьому така пористість відіграє роль центрів ініціювання пошкодження під час циклічного прикладення напруження. Крім того, за наявності забруднення поверхні порошків перед спіканням (присутність оксидів і вуглецю) важко контролювати хімічний склад поверхні поділу матриця/частка і тому їхню когезію. На додаток до цього, у разі додавання керамічних частинок у великій кількості або у разі присутності певних великих частинок погіршуються характеристики відносного подовження. На закінчення, цей тип способу є придатним для використання при дрібносерійному виробництві, але не може задовольнити вимогам масового виробництва в автомобільній промисловості, через високі виробничі витрати, пов'язані з цим типом способу виготовлення.

40 Також були запропоновані способи виготовлення на основі привнесеного додавання порошкоподібної кераміки в рідкий метал. Однак, таким способом властива більшість вищезгаданих недоліків. Говорячи більш конкретно, може бути згадана ускладненість гомогенного диспергування частинок, при цьому таким частинкам властива тенденція до агломерації та до осідання або спливання в рідкому металі.

45 До відомої кераміки, яка могла б бути використана для покращення властивостей сталі, входить, зокрема, диборид титану TiB_2 , якому властиві такі власні характеристики:

Модуль пружності: 583 ГПа;

Відносна густина: 4,52.

50 Для виробництва листової сталі або сталеві деталі, які характеризуються збільшеним модулем пружності і зменшеною густиною при одночасному уникненні виникнення вищезазначених проблем, було запропоновано виробництво листових сталей, які демонструють композицію, яка характеризується рівнями вмісту C , Ti і B , такими, щоб при розливанні утворювалися б виділення TiB_2 , Fe_2B і/або TiC .

55 Наприклад, у публікації EP 2 703 510 розкривається спосіб виготовлення листової сталі, яка демонструє композицію, яка містить мас. % від 0,21 до 1,5 C , від 4 до 12 Ti і від 1,5 до 3 B , при цьому $2,22*B \leq Ti$, причому сталь містить виділення TiC і TiB_2 , які мають середній розмір, який не перевищує 10 мкм. Листові сталі виробляють шляхом розливання сталі у форми напівфабрикату, наприклад, злитка, подальшого повторного нагрівання, гарячої прокатки і необов'язково холодної прокатки для одержання листової сталі. З використанням такого способу може бути одержаний модуль пружності при натягу, в межах від 230 до 255 ГПа.

Однак, такому рішенню також властиві кілька обмежень, які зумовлені як композицією, так і способом виготовлення і призводять до виникнення проблем, пов'язаних з ливарними властивостями, а також проблем, пов'язаних з придатністю до деформації, в ході способу виготовлення і під час наступних стадій формування, які проводяться відносно листової сталі для виробництва деталі:

По-перше, такі сталі характеризуються низькою температурою ліквідуса (приблизно 1300°C) таким чином, що затвердіння починається при відносно низькій температурі. На додаток до цього, виділення TiB_2 , TiC і/або Fe_2V утворюються на ранній стадії способу розливання, на початку затвердіння. Присутність цих виділень і низька температура в результаті призводять до зміцнення сталі і спричиняють виникнення реологічних проблем не тільки в ході здійснення способу розливання, але також і під час додаткових операцій рубки гільотиною і прокатки. Зокрема, виділення збільшують твердість у гарячому стані для затверділої скоринки, яка контактує з ливарною формою, що призводить до виникнення дефектів поверхні і збільшення ризику прориву стінок вилівка. Отже, в ході здійснення способу виготовлення виникають дефекти поверхні, як-от прориви рідкого металу з вилівка і тріщини. На додаток до цього, внаслідок високої твердості на діапазон досяжних розмірів для гарячекатаних або холоднокатаних листових сталей накладаються обмеження. Як приклад, листові сталі, що мають ширину 1 метр і товщину, яка не перевищує 3,5 мм, не можуть бути одержані на деяких станах гарячої прокатки штрипса внаслідок накладання обмежень на потужність прокатки.

По-друге, незважаючи на відносно маленький середній розмір виділень розподіл виділень за розмірами є широким. Таким чином, сталь характеризується істотною частковою концентрацією великих виділень, що надає негативний вплив на придатність до деформації, особливо, пластичність і в'язкість сталі, як в ході здійснення способу виготовлення листа, так і під час наступних операцій формування для виробництва деталі.

Додатково до цього, в публікації EP 1 897 963 розкривається спосіб виготовлення листової сталі, який демонструє композицію, яка містить мас. % від 0,010 до 0,20 C, від 2,5 до 7,2 Ti і $0,45 \times Ti - 0,35 \% \leq B \leq 0,45 \times Ti + 0,70 \%$, при цьому сталь містить виділення TiB_2 . Однак, цей документ не розглядає вищезазначеної проблеми, пов'язаної з придатністю до обробки.

Тому винахід має своєю метою вирішення вищезгаданих проблем, зокрема, шляхом пропозиції листової сталі, яка характеризується збільшеним питомим модулем пружності при натягу разом з високою придатністю до деформації, особливо, високою пластичністю і високою в'язкістю. Винахід також має своєю метою пропозицію способу виготовлення такої листової сталі, в якому не стикаються з вищезазначеними проблемами.

У цьому випадку термін "модуль пружності при натягу" позначає модуль Юнга у поперечному напрямку згідно з вимірюванням в ході вимірювання динамічного модуля Юнга, наприклад, з використанням метода резонансної частоти.

В цьому випадку термін "питомий модуль пружності при натягу" належить до співвідношення між модулем пружності при натягу і густиною сталі. Густину, наприклад, визначають з використанням гелієвого пікнометра.

З цією метою винахід належить до листової сталі, виготовленої із сталі, яка демонструє композицію, яка містить при вираженні в масових відсотках:

$$0,010 \leq C \leq 0,080,$$

$$0,06 \leq Mn \leq 3,$$

$$Si \leq 1,5,$$

$$0,005 \leq Al \leq 1,5,$$

$$S \leq 0,030,$$

$$P \leq 0,040,$$

$$Ti \text{ і } B \text{ так, що:}$$

$$3,2 \leq Ti \leq 7,5,$$

$$(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - 0,43,$$

необов'язково один або кілька елементів, вибраних з:

$$Ni \leq 1,$$

$$Mo \leq 1,$$

$$Cr \leq 3,$$

$$Nb \leq 0,1,$$

$$V \leq 0,1,$$

при цьому залишок являє собою залізо і немінучі домішки, які є результатом плавки, причому зазначена листовая сталь має структуру, яка складається з фериту, щонайбільше, 10 % аустеніту і виділень, при цьому зазначені виділення включають евтектичні виділення TiB_2 ,

причому об'ємна часткова концентрація виділень TiB_2 по відношенню до сукупної структури становить щонайменше 9 %, при цьому частка виділень TiB_2 , які характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 8 мкм^2 , становить щонайменше 96 %.

5 Дійсно, як це встановили автори, за наявності цієї композиції рівень вмісту вільного елемента Ti у сталі становить щонайменше 0,95 %, і внаслідок наявності такого рівня вмісту вільного елемента Ti структура сталі залишається головним чином феритною при будь-якій температурі, меншій, ніж температура ліквідусу. В результаті твердість у гарячому стані для сталі значно зменшується у порівнянні з тією, яка має місце для сталей сучасного рівня техніки, тому сильно покращуються ливарні властивості і придатність до деформації в гарячому стані.

10 На додаток до цього, як це встановили автори, контролювання розподілу за розмірами виділень TiB_2 призводить до одержання високої придатності до деформації, особливо, високими пластичністю і в'язкістю, при високій і низькій температурах так, що покращується здатність до прокатки сталі в гарячому і холодному станах, і можуть бути вироблені деталі складного профілю.

15 Переважно частка виділень TiB_2 , яка характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 3 мкм^2 , становить щонайменше 80 %.

Переважно частка виділень TiB_2 , яка характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 25 мкм^2 , становить 100 %.

20 Переважно в області середини листової сталі частка виділень TiB_2 , яка характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 8 мкм^2 , становить щонайменше 96 %, частка виділень TiB_2 , яка характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 3 мкм^2 , переважно становить щонайменше 80 %, і частка виділень TiB_2 , яка характеризуються площею поверхні, перевищує 25 мкм^2 , переважно становить 100 %.

25 Переважно листовая сталь не містить виділень TiC або містить виділення TiC , які характеризуються об'ємною частковою концентрацією, яка не перевищує 0,5 %, (по відношенню до сукупної структури).

У загальному випадку листовая сталь не містить виділень Fe_2B .

Відповідно до одного варіанту здійснення рівні вмісту титану, бору і марганцю є такими, що:

30 $(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - (0,261 \times Mn) - 0,414$.

Відповідно до одного варіанту здійснення рівні вмісту титану і бору є такими, що:

$(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - 0,50$.

Згідно з одним варіантом здійснення композиція є такою, що $C \leq 0,050$ %.

Переважно композиція сталі є такою, що $Al \leq 1,3$ %.

35 Переважно листовая сталь характеризується роботою руйнування за Шарпі K_{cv} , яка перевищує 25 Дж/см^2 при -40°C .

У загальному випадку листовая сталь характеризується рівнем вмісту вільного елемента Ti , який становить щонайменше 0,95 %.

Винахід належить до способу виготовлення листової сталі, при цьому спосіб включає наступні послідовні стадії:

40 - одержання сталі, яка демонструє композицію, що містить при вираженні у масових відсотках:

$0,010 \leq C \leq 0,080$,

$0,06 \leq Mn \leq 3$,

$Si \leq 1,5$,

45 $0,005 \leq Al \leq 1,5$,

$S \leq 0,030$,

$P \leq 0,040$,

Ti і B так, що:

$3,2 \leq Ti \leq 7,5$,

50 $(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - 0,43$,

необов'язково один або кілька елементів, вибраних з:

$Ni \leq 1$,

$Mo \leq 1$,

$Cr \leq 3$,

55 $Nb \leq 0,1$,

$V \leq 0,1$,

при цьому решта являє собою залізо і немінучі домішки;

- розливання сталі у формі напівфабрикату, при цьому температура розливання є меншою або рівною $L_{liquidus} + 40^\circ\text{C}$, причому $L_{liquidus}$ позначає температуру ліквідусу сталі, при цьому

напівфабрикат відливають у вигляді тонкого напівфабрикату товщиною не перевищує, 110 мм, причому сталь твердне під час розливання зі швидкістю затвердіння, укладеної в межах від 0,03 до 5 см/с, в кожному місці напівфабрикату.

5 Дійсно, як це встановили автори, контролювання охолодження при затвердінні так, щоб швидкість затвердіння становила б щонайменше 0,03 см/с у кожному місці продукту, особливо всередині продукту, уможливіє контролювання розподілу за розмірами для виділень TiB₂. На додаток до цього, розливання відповідно у вигляді тонкого напівфабрикату, що демонструє композицію винаходу, уможливіє досягнення таких високих швидкостей затвердіння.

10 Згідно з одним варіантом здійснення напівфабрикат відливають у вигляді тонкого сляба, який має товщину, меншу або рівну 110 мм, переважно меншу або рівну 70 мм.

В одному варіанті здійснення напівфабрикат відливають у вигляді тонкого сляба товщиною, яка лежить в межах від 15 до 110 мм, переважно від 15 до 70 мм, наприклад, від 20 до 70 мм.

Переважно напівфабрикат відливають з використанням ливарно-прокатного модуля.

15 Відповідно до ще одного варіанта здійснення напівфабрикат відливають у вигляді тонкого штрипса, який має товщину, меншу або рівну 6 мм, при цьому швидкість затвердіння лежить в межах від 0,2 до 5 см/с в кожному місці напівфабрикату.

Переважно напівфабрикат відливають шляхом прямого виливання штрипса між валками, які обертаються у протилежних напрямках.

20 У загальному випадку після розливання і затвердіння напівфабрикат піддають гарячій прокатці для одержання гарячекатаної листової сталі.

Переважно між розливанням і гарячою прокаткою температура напівфабрикату залишається більшою 700°C.

Переважно до гарячої прокатки з напівфабрикату видаляють окалину при температурі, що становить щонайменше 1050°C.

25 Згідно з одним варіантом здійснення після гарячої прокатки гарячекатану листову сталь піддають холодній прокатці для одержання холоднокатаної листової сталі, яка має товщину, меншу або рівну 2 мм.

Переважно рівні вмісту титану, бору і марганцю є такими, що:

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq \text{B} \leq (0,45 \times \text{Ti}) - (0,261 \times \text{Mn}) - 0,414.$$

30 Переважно композиція сталі є такою, що $\text{Al} \leq 1,3 \%$.

Винахід належить до способу виготовлення конструкційної деталі, при цьому цей спосіб включає:

- вирізання щонайменше однієї заготовки з листової сталі, яка відповідає винаходу або виробленої з використанням способу, відповідного винаходу, і

35 - деформування згаданої заготовки в межах температурного діапазону від 20 до 900°C.

Згідно з одним варіантом здійснення спосіб включає перед деформацією заготовки стадію зварювання заготовки з ще однією заготовкою.

Винахід належить до конструкційної деталі, яка включає щонайменше частину, виготовлену із сталі, яка демонструє композицію, яка містить при вираженні у масових відсотках:

$$0,010 \leq \text{C} \leq 0,080,$$

$$0,06 \leq \text{Mn} \leq 3,$$

$$\text{Si} \leq 1,5,$$

$$0,005 \leq \text{Al} \leq 1,5,$$

$$\text{S} \leq 0,030,$$

$$45 \text{ P} \leq 0,040,$$

Ti і B так, що:

$$3,2 \leq \text{Ti} \leq 7,5,$$

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq \text{B} \leq (0,45 \times \text{Ti}) - 0,43,$$

необов'язково один або кілька елементів, вибраних з:

$$50 \text{ Ni} \leq 1,$$

$$\text{Mo} \leq 1,$$

$$\text{Cr} \leq 3,$$

$$\text{Nb} \leq 0,1,$$

$$\text{V} \leq 0,1,$$

55 при цьому залишок являє собою залізо і немінучі домішки, які є результатом плавки,

причому зазначена частина має структуру, яка складається з фериту, щонайбільше, 10 % аустеніту і виділень, при цьому зазначенні виділення включають евтектичні виділення TiB₂, причому об'ємна часткова концентрація виділень TiB₂ по відношенню до сукупної структури

зазначеної частини становить щонайменше 9 %, при цьому частка виділень TiB_2 , яка характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 8 мкм^2 , становить щонайменше 96 %.

Переважно композиція сталі є такою, що $Al \leq 1,3 \%$.

5 Переважно конструкційну деталь одержують з використанням способу, відповідного винаходу.

Інші ознаки і переваги винаходу стануть очевидними у ході викладення наданого нижче опису винаходу, наведеного в порядку необмежувального прикладу і зверненні до прикладених фігур, в числі яких:

10 Фіг. 1 являє собою мікрофотографію, яка ілюструє механізм пошкодження окремих великих виділень TiB_2 ,

Фіг. 2 являє собою мікрофотографію, яка ілюструє механізм пошкодження окремих дрібних виділень TiB_2 ,

Фіг. 3 являє собою мікрофотографію, що ілюструє дрібні виділення TiB_2 після зіткнення цих виділень,

15 Фіг. 4 являє собою мікрофотографію, яка ілюструє великі виділення TiB_2 після зіткнення цих виділень,

Фіг. 5 являє собою графік, який ілюструє зменшення площі поверхні, одержане в результаті випробування на розтяг при високих температурах для сталі винаходу і порівняльної сталі,

20 Фіг. 6 являє собою мікрофотографію, яка ілюструє структуру листової сталі, відповідної винаходу, вздовж поздовжньої площини, розташованої на $1/4$ товщини листової сталі,

Фіг. 7 і 8 являють собою мікрофотографію, що ілюструє структуру порівняльних листових сталей вздовж поздовжньої площини, розташованої на $1/4$ товщини листових сталей,

Фіг. 9 являє собою мікрофотографію, яка ілюструє структуру листової сталі з Фіг. 6 вздовж поздовжньої площини, розташованої на половині товщини листової сталі,

25 Фіг. 10 і 11 являють собою мікрофотографію, яка ілюструє структуру порівняльних листових сталей з Фіг. 7 і 8 вздовж поздовжньої площини, розташованої на половині товщини листових сталей,

Фіг. 12 ілюструє криві граничної зміни форми для листових сталей з Фіг. 6-11,

30 Фіг. 13 і 14 являють собою мікрофотографії, які ілюструють пошкодження листової сталі з Фіг. 7 і 10 після холодної прокатки, відповідно, вздовж поздовжньої площини, розташованої на поверхні холоднокатаної листової сталі, і вздовж поздовжньої площини, розташованої на половині товщини холоднокатаної листової сталі,

Фіг. 15 являє собою графік, який ілюструє роботу руйнування за Шарпі K_{cv} для листової сталі з Фіг. 6 і 9 і листової сталі з Фіг. 8 і 11.

35 Стосовно хімічного складу сталі, то рівень вмісту вуглецю адаптують для досягнення бажаного рівня міцності. З цієї причини рівень вмісту вуглецю становить щонайменше 0,010 %.

40 Однак, на рівень вмісту C має бути накладено обмеження для уникнення виникнення первинних виділень TiC і/або $Ti(C, N)$ в рідкій сталі і виділень TiC і/або $Ti(C, N)$ під час евтектичного затвердіння і у фракції твердої фази, які в іншому випадку могли б виникати внаслідок наявності високого рівня вмісту Ti у сталі. Дійсно, утворення виділень TiC і/або $Ti(C, N)$ в рідкій сталі погіршувало б ливарні властивості в результаті збільшення твердості в гарячому стані для затверділої скоринки під час розливання і призводило б до виникнення тріщин у відлитому продукті. На додаток до цього, наявність виділень TiC зменшує рівень вмісту вільного елемента Ti в сталі і тому інгібує роль Ti як елемента, що утворює альфа-фазу. За цих причин рівень вмісту C має становити, щонайбільше, 0,080 %. Переважно рівень вмісту C становить, найбільше, 0,050 %.

50 При рівні вмісту, що становить щонайменше 0,06 %, марганець збільшує зміцнення і дає свій вклад у твердо-розчинне зміцнення і тому збільшує границю міцності на розтяг. Він об'єднується з будь-якою кількістю присутньої сірки, зменшуючи, таким чином, ризик розтріскування в гарячому стані. Однак, у разі рівня вмісту Mn , який перевищує 3 %, структура сталі не буде в основному феритною при всіх температурах, так що твердість сталі в гарячому стані буде надмірно високою згідно з поданим нижче більш детальним роз'ясненням винаходу.

55 Кремній ефективно дає свій внесок у збільшення границі міцності на розтяг в результаті твердо-розчинного зміцнення. Однак, надмірне додавання Si спричиняє утворення оксидів, які щільно пристають до основи, і які складно видаляти шляхом травлення, і уможливорює формування дефектів поверхні внаслідок, зокрема, відсутності змочуваності при операціях гальванізації шляхом занурення у розплав. Для забезпечення наявності хорошої придатності до нанесення покриття рівень вмісту Si не повинен перевищувати 1,5 %.

60 При рівні вмісту, який становить щонайменше 0,005 %, алюміній являє собою дуже ефективний елемент для розкислення сталі. Однак, при рівні вмісту, що перевищує 1,5 %,

виникає надмірне утворення первинних виділень оксиду алюмінію, що погіршує ливарні властивості сталі.

Переважно рівень вмісту Al є меншим або рівним 1,3 % так, щоб домогтися досягнення додатково покращених ливарних властивостей.

5 При рівні вмісту, який становить більше, ніж 0,030 %, сірка має тенденцію до утворення виділень у надмірно великих кількостях у формі сульфідів марганцю, що в значній мірі зменшує придатність сталі до деформування в гарячому і холодному станах. Тому рівень вмісту S становить, щонайбільше, 0,030 %.

10 Фосфор являє собою елемент, який зазнає ліквідацію на міжзеренних границях. Рівень його вмісту не повинен перевищувати 0,040 % так, щоб зберегти достатню пластичність в гарячому стані, тим самим, забезпечуючи уникнення виникнення розтріскування, і запобігати розтріскуванню в гарячому стані під час операцій зварювання.

15 Необов'язково можуть бути додані нікель і/або молібден, при цьому ці елементи збільшують границю міцності сталі на розтяг. З причин собівартості на кожне додавання Ni і Mo накладають обмеження значенням в 1 %.

Необов'язково може бути доданий хром для збільшення границі міцності на розтяг, при цьому з причин собівартості на рівень вмісту Cr накладають обмеження, яке становить, щонайбільше, 3 %. Cr також промотує утворення виділень боридів. Однак, додавання Cr у кількості, що перевищує 0,080 %, може промотувати утворення виділень боридів (Fe, Cr) на шкочу виділенням TiB₂. Тому рівень вмісту Cr переважно становить, щонайбільше, 0,080 %.

20 Також необов'язково можуть бути додані ніобій і ванадій у кількості, що дорівнює або меншому 0,1 %, так, щоб одержати додаткове зміцнення у формі утворених дрібних виділень карбонітридів.

25 Титан і бор відіграють важливу роль у винаході. Дійсно, Ti і B утворюють виділення відповідно до форми виділень TiB₂, які значно збільшують модуль пружності сталі при натягу E. TiB₂ може утворювати виділення на ранньому ступені способу виготовлення, особливо відповідно до форми первинних виділень TiB₂, які утворюються в рідкій сталі, і/або у вигляді евтектичних виділень.

30 Однак, як це встановили автори, виділення TiB₂ можуть спричинити збільшення твердості в гарячому стані для затверділої скоринки під час розливання і, тим самим, в результаті призводять до утворення тріщин у відлитому продукті, до виникнення дефектів поверхні і до зменшення придатності до прокатки сталі в гарячому стані, що накладає обмеження на доступний діапазон товщин для листової гарячекатаної сталі.

35 Як це на свій подив встановили автори, у разі коригування рівня вмісту Ti і B так, щоб рівень вмісту вільного елемента Ti (нижче в цьому документі Ti*) був би більшим або рівним 0,95 %, значно зменшиться твердість сталі в гарячому стані. Дійсно, як це встановили автори, за цих умов сталь залишається в основному феритною, тобто містить, щонайбільше, 10 % аустеніту, якою б не була температура (нижче ліквідусу), особливо під час затвердіння і гарячої прокатки, що призводить до зменшення твердості сталі в гарячому стані у порівнянні зі сталлю, яка зазнає алотропних перетворень на більш, ніж 10 % при охолодженні. Таким чином, ливарні властивості і пластичність сталі в гарячому стані у великій мірі покращуються незважаючи на утворення TiB₂ в сталі під час твердіння.

В цьому випадку термін "вільний елемент Ti" позначає рівень вмісту елемента Ti, не пов'язаного відповідно з формою виділень.

45 На додаток до цього, рівень вмісту Ti*, який становить щонайменше 0,95 %, значно зменшує і навіть пригнічує утворення Fe₂B, що погіршує пластичність.

50 Переважно рівень вмісту Ti* є більшим або рівним $0,92 + 0,58 * Mn$, де Mn позначає рівень вмісту Mn в сталі. Дійсно, Mn являє собою елемент, що утворює гамма-фазу, і який може сприяти присутності аустеніту в структурі. Таким чином, Ti* переважно коригують залежно від рівня вмісту Mn так, щоб забезпечити збереження сталлю в основному феритною форми, якою б не була температура.

Однак, рівень вмісту Ti* має залишатися меншим, ніж 3 %, оскільки від рівня вмісту Ti*, який перевищує 3 %, будь-якого значного вигідного технічного ефекту одержано б не було незважаючи на збільшену собівартість додавання титану.

55 Для забезпечення достатнього утворення виділень TiB₂ і одночасно уможливлення досягнення рівнем вмісту Ti* 0,95 % рівень вмісту Ti має становити щонайменше 3,2 %. У разі, якщо рівень вмісту Ti не перевищує 3,2 %, утворення виділень TiB₂ буде недостатнім, що, виключає значне збільшення модуля пружності при натягу, який залишається таким, що не перевищує 220 ГПа.

Однак, у разі рівня вмісту Ti, який перевищує 7,5 %, в рідкій сталі може виникати утворення великих первинних виділень TiB₂, яке може спричиняти виникнення проблем, пов'язаних з ливарними властивостями, у напівфабрикаті, а також зменшення пластичності сталі, що призводить до одержання незадовільної придатності до прокатки в гарячому і холодному станах.

Тому рівень вмісту Ti лежить в межах від 3,2 % до 7,5 %.

Додатково до цього, для забезпечення наявності рівня вмісту Ti*, який становить щонайменше 0,95 %, рівень вмісту бору має становити щонайбільше, $(0,45 \times Ti) - 0,43$, при цьому Ti позначає рівень вмісту Ti при вираженні в масових відсотках.

У випадку $B > (0,45 \times Ti) - 0,43$ рівень вмісту Ti* не досягатиме 0,95 %. Дійсно, рівень вмісту Ti* може бути оцінений у вигляді $Ti^* = Ti - 2,215 \times B$, при цьому B позначає рівень вмісту B у сталі. Як наслідок у випадку $B > (0,45 \times Ti) - 0,43$ структура сталі не буде в основному феритною під час розливання і операцій гарячої прокатки так, що її пластичність в гарячому стані буде зменшена, що може призводити до утворення тріщин і/або дефектів поверхні під час операцій розливання і гарячої прокатки.

У разі досягнення цільового рівня вмісту Ti*, більшого або рівного $0,92 + 0,58 * Mn$, рівень вмісту бору має становити щонайбільше, $(0,45 \times Ti) - (0,261 * Mn) - 0,414$, при цьому Ti і Mn позначають рівень вмісту Ti і Mn при вираженні в масових відсотках.

У випадку $B > (0,45 \times Ti) - (0,261 * Mn) - 0,414$ рівень вмісту Ti* не досягатиме $0,92 + 0,58 * Mn$.

Однак, рівень вмісту бору має бути більшим або рівним $(0,45 \times Ti) - 1,35$ для забезпечення достатнього утворення виділень TiB₂. На додаток до цього, рівень вмісту B, не перевищує $(0,45 \times Ti) - 1,35$, буде відповідати рівню вмісту Ti*, який перевищує 3 %.

Решта являє собою залізо і залишкові елементи, які являють собою результат виробництва сталі.

Згідно з винаходом структура сталі є в основному феритною, якою б не була температура (нижче T_{liquidus}). Під терміном "в основному феритною" необхідно розуміти те, що структура сталі складається з фериту, виділень (особливо, виділень TiB₂) і, щонайбільше, 10 % аустеніту.

Таким чином, листовая сталь, відповідна винаходу, має структуру, яка є в основному феритною при всіх температурах, особливо, при кімнатній температурі. Структура листової сталі при кімнатній температурі в загальному випадку є феритною, тобто, не містить аустеніт.

Розмір феритних зерен в загальному випадку не перевищує 6 мкм.

Об'ємна часткова концентрація виділень TiB₂ становить щонайменше 9 % так, щоб одержати модуль пружності при натягу E, який перевищує 230 ГПа.

Об'ємна часткова концентрація виділень TiB₂ переважно становить щонайменше 12 % так, щоб одержати модуль пружності при натягу E, який перевищує 240 ГПа.

Виділення TiB₂ в основному являють собою результат утворення дуже дрібних евтектичних виділень при затвердінні, при цьому середня площа поверхні виділень TiB₂ переважно не перевищує 8,5 мкм², ще більш переважно не перевищує 4,5 мкм², ще більш переважно менша 3 мкм².

Як це встановили автори, розмір виділень TiB₂ в сталі впливає на властивості сталі, зокрема, на стійкість до пошкоджень продукту під час його виготовлення, особливо, її придатність до прокатки в гарячому і холодному станах, на стійкість до пошкоджень листової сталі, особливо, під час операції формування, її опір втоми, її опір руйнуванню і її в'язкість.

Однак, як це встановили автори, основним фактором для забезпечення високої стійкості до пошкоджень і тому високої придатності до деформації є розподіл за розмірами виділень TiB₂.

Дійсно, як це встановили автори, в сталі, яка містить виділення TiB₂, пошкодження, які виникають під час виготовлення, особливо, на стадіях гарячої і/або холодної прокатки і додаткових операцій формування, можуть являти собою результат ушкоджень, яких зазнають окремі виділення, і зіткнень між виділеннями.

Зокрема, ініціювання пошкодження для окремих виділень TiB₂ походить від скупчення дислокацій на поверхні розділу між феритом і виділеннями TiB₂ і залежить від розміру виділень TiB₂. Зокрема, напруження руйнування для виділень TiB₂ являє собою спадну функцію розміру виділень TiB₂. У разі збільшення розміру деяких з виділень TiB₂ так, щоб напруження руйнування для цих виділень ставало б меншим, ніж напруження порушення зчеплення на поверхні розділу, механізм пошкодження буде змінюватися в діапазоні від порушення зчеплення на поверхні розділу до руйнування виділень TiB₂, що призведе до значного зменшення пластичності, придатності до деформації і в'язкості.

Ця зміна механізму пошкодження ілюструється на Фіг. 1 і 2.

Фіг. 1 ілюструє пошкодження великого виділення TiB_2 при дії напруження стиснення під час холодної прокатки: в даному випадку виділення TiB_2 руйнується вздовж напрямку, паралельного напруженню стиснення, при дії відносно маленького напруження.

5 На противагу цьому, Фіг. 2 ілюструє порушення зчеплення на поверхні розділу для менших виділень TiB_2 під час холодної прокатки виходячи з виникнення порожнин на поверхні розділу між феритною матрицею і виділеннями TiB_2 .

Отже, у разі вмісту листовою сталлю, незважаючи на наявність виділень TiB_2 , які характеризуються зменшеним середнім розміром, великих виділень TiB_2 ці великі виділення TiB_2 стимулюватимуть зміну механізму пошкодження сталі і погіршення механічних властивостей сталі.

10 Додатково до цього, як це встановили автори, ушкодження, одержані в результаті зіткнень між виділеннями TiB_2 , є тим більш важливими, коли буде великим розмір цих виділень. Зокрема, в той час, як зіткнення між великими виділеннями TiB_2 в результаті призводить до руйнування цих виділень, зіткнення маленьких виділень TiB_2 не призводить до виникнення такого руйнування.

Фіг. 3 і 4 ілюструють виділення різних розмірів за результатами зіткнення.

Особливо, на Фіг. 3 і 4 ілюструються, відповідно, дрібні виділення і великі виділення TiB_2 після зіткнення. Як це демонструють ці фігури, зіткнення великих виділень призвело до руйнування одного з виділень, які стикаються, у той час як зіткнення дрібних виділень не призводило до виникнення будь-якого пошкодження.

20 Як це встановили автори, з метою забезпечення наявності високої пластичності, придатності до деформації і в'язкості розподіл за розмірами для виділень TiB_2 має бути таким, щоб частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, яка не перевищує 8 мкм^2 , становила б щонайменше 96 %.

25 Крім цього, частка виділень TiB_2 , які характеризується площею поверхні, яка не перевищує 3 мкм^2 , переважно має становити щонайменше 80 %, а частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, яка не перевищує 25 мкм^2 , переважно має становити 100 %.

30 Частки виділень TiB_2 , які характеризується площею поверхні, яка не перевищує 3 мкм^2 , 8 мкм^2 або 25 мкм^2 , визначають як кількості виділень TiB_2 , які характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 3 мкм^2 , 8 мкм^2 або 25 мкм^2 , поділені на кількість виділень TiB_2 і помножені на коефіцієнт 100.

35 Частку виділень TiB_2 , які характеризується площею поверхні, яка не перевищує 3 мкм^2 , 8 мкм^2 або 25 мкм^2 , переважно визначають відносно зразка, одержаного з використанням стандартної металографічної методики для підготовки поверхні і підданого декапіруванню з використанням реагенту ніталю, шляхом проведення аналізу зображень з використанням сканувального електронного мікроскопа (SEM).

40 Особливо, всередині листа розподіл за розмірами для виділень TiB_2 має бути таким, щоб частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, яка становить менш, ніж 8 мкм^2 , становила б щонайменше 96 %, а переважно таким, щоб частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, яка становить менш, ніж 3 мкм^2 , становила б щонайменше 80 %, ще більш переважно таким, щоб частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, яка не перевищує 25 мкм^2 , становила б 100 %.

45 При розгляді листа, який характеризується в загальному випадку прямокутним профілем, і має довжину l_1 в поздовжньому напрямку, ширину w_1 у поперечному напрямку і товщину t_1 в напрямку товщини, середину листа визначають як частину листа, яка простягається на довжину l_1 і на ширину w_1 , у напрямку товщини листа від першого краю, розташованого на 45 % сукупної товщини t_1 листа до другого краю, розташованого на 55 % сукупної товщини t_1 листа.

50 Дійсно, як це встановили автори, в цьому стані пошкодження виникають в результаті порушення зчеплення на поверхні розділу, тому кінетика пошкодження уповільнюється. Додатково до цього, в цьому стані в значній мірі зменшуються пошкодження, які можуть являти собою результат зіткнень між виділеннями TiB_2 .

Як наслідок в значній мірі покращуються придатність до деформації і пластичність листової сталі під час її виготовлення і при її використанні.

55 Зокрема, збільшується ступінь обтискання, яка досягається в результаті холодної прокатки, і збільшується придатність до деформації так, що можуть бути сформовані деталі із складними профілями.

60 Наявність частки виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, яка не перевищує 8 мкм^2 , і яка становить щонайменше 96 %, являє собою критичний момент. Дійсно, як це встановили автори, нижче цього значення великі виділення TiB_2 придатністю до деформації

зміну механізму пошкодження у відповідності з наданим вище роз'ясненням винаходу, що кардинально зменшує стійкість сталі до пошкоджень.

5 Додатково до цього, листовая сталь, відповідна винаходу, характеризується відсутністю або лише наявністю маленької часткової концентрації виділень TiC, при цьому об'ємна часткова концентрація виділень TiC в структурі залишається такою, яка не перевищує 0,5 %, в загальному випадку не перевищує 0,36 %.

10 Дійсно, у відповідності з наданим вище роз'ясненням винаходу виділення TiC у разі присутності такої, у рідкій сталі утворювалися б й погіршувалися б ливарні властивості сталі таким чином, що часткова концентрація виділень TiC в структурі, перевищувала 0,5 %, що в результаті приводило б до виникнення у листової сталі тріщин і/або дефектів поверхні. Присутність виділень TiC додатково зменшує пластичність сталі.

На додаток до цього, внаслідок наявності високого рівня вмісту Ti* листовая сталь не містить будь-яких виділень Fe₂V, при цьому об'ємна часткова концентрація виділень Fe₂V в структурі становить 0 %. Відсутність виділень Fe₂V збільшує пластичність листової сталі.

15 Листова сталь, чи то гарячекатана чи то холоднокатана, характеризується дуже високою в'язкістю, навіть при низькій температурі. Особливо, температура переходу від режиму пластичності до змішаного режиму становить менш, ніж -20°C, а робота руйнування за Шарпі K_{CV} для листової сталі в загальному випадку є більшою або рівною 25 Дж/см² при -40°C і більшою або рівною 20 Дж/см² при -60°C.

20 Листова сталь характеризується модулем пружності при натяжінні E, який становить щонайменше 230 ГПа, в загальному випадку щонайменше 240 ГПа, границею міцності на розтяг TS, яка становлять щонайменше 640 МПа, і границею плинності, яка становлять щонайменше 250 МПа, для будь-якої прокатки у валках дресировальної кліті. Таким чином, лист, не підданий прасувальній прокатці і відповідний винаходу, в загальному випадку характеризується границею плинності, яка становлять щонайменше 250 МПа.

25 Досягнення високої граници міцності на розтяг, становить щонайменше 640 МПа, зокрема домагаються внаслідок наявності маленького розміру і розподілу за розмірами для виділень TiB₂ в сталі винаходу, що зумовлюється ефектом Холла-Петча і збільшеним механічним зміцненням.

30 Модуль пружності при натягу являє собою зростаючу функцію для часткової концентрації виділень TiB₂.

Особливо, досягнення модуля пружності при натягу E, який становить щонайменше 230 ГПа, домагаються використанням часткової концентрації виділень TiB₂, яка становить 9 % і більше. У переважному варіанті здійснення, в якому об'ємна часткова концентрація виділень TiB₂ становить щонайменше 12 %, домагаються досягнення модуля пружності при натягу E, який становить щонайменше 240 ГПа.

До того ж, присутність виділень TiB₂ призводить до зменшення густини сталі.

Як наслідок листовая сталь винаходу характеризується дуже високим питомим модулем пружності при натягу.

40 Спосіб виготовлення листової сталі, відповідної винаходу, здійснюють наступним чином.

Пропонується сталь, яка демонструє композицію, відповідну винаходу, і після цього сталь розливають у вигляді напівфабрикату.

Розливання проводять при температурі, меншій або рівній T_{liquidus}+40°C, при цьому T_{liquidus} позначає температуру ліквідуса сталі.

45 Дійсно, температура розливання, яка перевищує T_{liquidus}+40°C, могла б привести до утворення великих виділень TiB₂.

Температура ліквідуса T_{liquidus} для сталі винаходу в загальному випадку лежить в межах від 1290 до 1310°C. Тому температура розливання в загальному випадку має складати, щонайбільше, 1350°C.

50 Розливання проводять так, щоб одержати після розливання тонкий продукт товщиною, щонайбільше, 110 мм, особливо, тонкий сляб або тонкий штрипс.

Для цього розливання переважно проводять з використанням ливарно-прокатного модуля для одержання тонкого сляба, який має товщину, меншу або рівну 110 мм, переважно, щонайбільше, 70 мм, або в результаті прямого виливання штрипса між валками, які обертаються у протилежних напрямках, для одержання тонкого штрипса, який має товщину, меншу або рівну 6 мм.

У будь-якому випадку товщина напівфабрикату має становити, щонайбільше, 110 мм, а переважно, щонайбільше, 70 мм.

60 Наприклад, напівфабрикат відливають у вигляді тонкого сляба, який має товщину, в межах від 15 до 110 мм, переважно від 15 до 70 мм, наприклад, від 20 до 70 мм.

Виливання напівфабрикату відповідно у вигляді напівфабрикату, наприклад, тонкого сляба або штрипса, покращує придатність до обробки сталі в результаті накладення обмежень на пошкодження сталі під час операцій прокатки і формування.

5 Дійсно, виливання напівфабрикату відповідно у вигляді тонкого напівфабрикату, наприклад, тонкого сляба або штрипса, уможлиблює використання під час наступних стадій прокатки зменшеного ступеню обтиснення для досягнення бажаної товщини.

Зменшення ступеня обтиснення накладає обмеження на пошкодження сталі, яке може являти собою результат зіткнень виділень TiB_2 під час операцій гарячої і холодної прокатки.

10 Найбільше, розливання у вигляді тонкого напівфабрикату уможлиблює досягнення одержання дуже дрібних виділень TiB_2 так, що у відповідності з наданим вище роз'ясненням винаходу зменшуються пошкодження, яке може являти собою результат зіткнень виділень TiB_2 , і пошкодження окремих виділень TiB_2 .

Особливо, розливання відповідно у вигляді тонкого напівфабрикату уможлиблює тонке контролювання швидкості затвердіння при охолодженні на всій товщині листа, що забезпечує 15 одержання досить високої швидкості затвердіння в сукупному продукті і мінімізує відмінність у швидкості затвердіння між поверхнею продукту і серцевиною продукту.

Дійсно, досягнення достатньої і гомогенної швидкості затвердіння необхідно для одержання 20 дуже дрібних виділень TiB_2 не лише на поверхні продукту, але також і всередині напівфабрикату. При розгляді напівфабрикату, який характеризується в загальному випадку прямокутним профілем, який має довжину l_2 в поздовжньому напрямку, ширину w_2 в поперечному напрямку і товщину t_2 в напрямку товщини, середину (або область середини) напівфабрикату визначають як частини напівфабрикату, яка простягається на довжину l_2 і на ширину w_2 , у напрямку товщини напівфабрикату від першого краю, розташованого на 45 % сукупної товщини t_2 напівфабрикату, до другого краю, розташованого на 55 % сукупної товщини 25 напівфабрикату.

Як це, крім того, встановили автори, для одержання дуже дрібних виділень TiB_2 , в таких частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, яка не перевищує 8 μm^2 , становила б щонайменше 96 %, умови охолодження під час затвердіння мають бути такими, щоб сталь ставала твердою б при швидкості затвердіння, рівної або більшої 0,03 см/с, аж до 30 5 см/с, у кожному місці напівфабрикату.

Внаслідок зменшення швидкості затвердіння від поверхні до середини продукту швидкість затвердіння, становить щонайменше 0,03 см/с, в кожному місці розуміється те, що швидкість затвердіння всередині продукту становить щонайменше 0,03 см/с, аж до 5 см/с.

35 Додатково до цього, в разі вилівки напівфабрикату відповідно у вигляді тонкого штрипса, особливо, в результаті прямого виливання штрипса між валками, які обертаються у протилежних напрямках, для одержання тонкого штрипса, який має товщину, меншу або рівну 6 мм, швидкість затвердіння буде знаходитися в межах від 0,2 до 5 см/с в кожному місці напівфабрикату.

40 Дійсно, як це встановили автори, швидкість затвердіння, становить щонайменше 0,03 см/с, в кожному місці, особливо, всередині продукту, уможлиблює одержання дуже дрібних виділень TiB_2 не тільки на поверхні продукту, але також на всій сукупній товщині продукту так, щоб середня площа поверхні перевищувала 8,5 μm^2 , і частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, яка не перевищує 8 μm^2 , становила б щонайменше 96 %. На додаток до цього, частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, яка не перевищує 3 μm^2 , становить щонайменше 80 %, і частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, не перевищує 25 μm^2 , становить 100 %. 45

Зокрема, швидкість затвердіння, становить щонайменше 0,03 см/с, в області середини продукту уможлиблює одержання дуже дрібних виділень TiB_2 в області середини напівфабрикату так, щоб середня площа поверхні не перевищувала 8,5 μm^2 , і частка виділень 50 TiB_2 , яка характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 8 μm^2 , становила б щонайменше 96 %. На додаток до цього, частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, яка не перевищує 3 μm^2 , становить щонайменше 80 %, і частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, не перевищує 25 μm^2 , становить 100 %.

На противагу цьому, у разі, якщо швидкість твердіння для щонайменше деяких частин 55 продукту становить менш ніж 0,03 см/с, під час затвердіння будуть утворюватися виділення TiC і/або великі виділення TiB_2 .

Досягнення контролю швидкостей охолодження і затвердіння на рівні вищезгаданих значень домагаються внаслідок розливання сталі у вигляді тонкого напівфабрикату товщиною не більше 110 мм, і за рахунок композиції сталі.

Зокрема, розливання у вигляді тонкого напівфабрикату призводить до одержання високої швидкості охолодження на всій товщині продукту і покращеною гомогенністю швидкості затвердіння від поверхні до середини продукту.

5 На додаток до цього, внаслідок наявності високого рівня вмісту Ti^* сталі, сталь твердіє в основному в якості фериту. Особливо, затверділа сталь має в основному феритну структуру від початку затвердіння і під час сукупного процесу затвердіння, при цьому часткова концентрація аустеніту в сталі залишається, щонайбільше, 10 %. Таким чином, під час охолодження не виникає фазового перетворення або фазове перетворення відбувається в дуже обмеженій мірі.

10 В результаті сталь може бути охолоджена шляхом повторного змочування, а не в результаті плівкового кипіння, що уможливило досягнення дуже високих швидкостей затвердіння.

Плівкове кипіння являє собою режим охолодження, при якому між поверхнею сталі і рідким холодоагентом прокладається тонкий шар пари холодоагенту, який характеризується низькою теплопровідністю. При плівковому кипінні коефіцієнт теплопередачі є малим. На противагу цьому, охолодження шляхом повторного змочування буде мати місце у випадку руйнування парового шару і входження холодоагенту в контакт зі сталлю. Цей режим охолодження матиме місце в разі температури поверхні сталі, меншої, ніж температура Лейденфроста. Коефіцієнт теплопередачі, який досягається шляхом повторного змочування, є більшим, ніж коефіцієнт теплопередачі, який досягається шляхом плівкового кипіння, тому швидкість затвердіння збільшується. Однак, у разі проходження фазових перетворень під час охолодження в результаті повторного змочування зв'язок між повторним змочуванням і фазовим перетворенням буде індукувати виникнення великих деформацій сталі, що спричиняє виникнення тріщин і дефектів поверхні.

Тому сталі, які проходять через значні алотропні перетворення під час затвердіння, не можуть бути охолоджені шляхом повторного змочування.

25 На противагу цьому, в сталях винаходу, які містять, щонайбільше, 10 % аустеніту при будь-якій температурі, при затвердінні фазове перетворення відбувається в незначній мірі, або фазового перетворення не виникає взагалі і тому сталь може бути охолоджена шляхом повторного змочування.

В такий спосіб, можуть бути досягнуті дуже високі швидкості затвердіння.

30 Наприкінці затвердіння структура сталі є в основному феритною і містить дуже дрібні евтектичні виділення TiB_2 .

На додаток до цього, внаслідок наявності в основному феритної структури сталі, як тільки починається затвердіння, під час затвердіння не виникає фазового перетворення δ -фериту на аустеніт або це перетворення відбувається незначною мірою (тобто, найбільше, 10 % δ -фериту перетворюється на аустеніт під час затвердіння), що дозволяє уникнути виникнення локальних стиснень, які являли б собою результат такого перетворення, що могло б призвести до виникнення тріщин у напівфабрикаті.

40 Зокрема, за відсутності значного перетворення δ -фериту на аустеніт під час затвердіння не виникає перитектично-індукованого утворення виділень. Таке перитектично-індуковане утворення виділень, яке виникає в дендритах, могло б призвести до зменшення пластичності в гарячому стані і індукування тріщин, особливо під час подальшої гарячої прокатки.

Тому затверділий напівфабрикат характеризується дуже хорошою якістю поверхні і демонструє відсутність або лише наявність дуже малої кількості тріщин.

45 Крім цього, затвердіння сталі, в основному феритної, у зіставленні зі структурою, яка містить більш, ніж 10 % аустеніту при затвердінні, що в значній мірі зменшує твердість затверділої сталі, зокрема, твердість затверділої скоринки.

Особливо, твердість сталі приблизно на 40 % менша, ніж у порівнянній сталі, яка мала б структуру, яка містить більш, ніж 10 % аустеніту під час твердіння.

50 Маленька твердість у гарячому стані затверділої сталі призводить до зменшення ролі реологічних проблем, які включають затверділу скоринку, особливо, забезпечує уникнення виникнення дефектів поверхні, вм'ятин і проривів рідкого металу відлитого продукту.

На додаток до цього, маленька твердість затверділої сталі в гарячому стані також гарантує наявність великої пластичності сталі в гарячому стані у зіставленні з алотропними марками.

55 Внаслідок великої пластичності продукту в гарячому стані уникають формування тріщин, які в іншому випадку виникали б під час операцій згинання і правки для технологічного процесу розливання і/або під час наступної гарячої прокатки.

Після затвердіння напівфабрикат охолоджують до температури закінчення охолодження, яка переважно не перевищує 700°C. Наприкінці охолодження структура напівфабрикату залишається в основному феритною.

Після цього напівфабрикат піддають нагріванню від температури закінчення охолодження до приблизно 1200°C, видаленню окалини і після цього гарячій прокатці.

Під час видалення окалини температура поверхні сталі переважно становить щонайменше 1050°C. Дійсно, нижче 1050°C на поверхні напівфабрикату будуть тверднути рідкі оксиди, що може призводити до виникнення дефектів поверхні.

5 Переважно напівфабрикат безпосередньо піддають гарячій прокатці, тобто, не охолоджують до температури, яка не перевищує 700°C, до гарячої прокатки, так, щоб температура напівфабрикату залишалася б у будь-який час більшою або рівною 700°C між розливанням і гарячої прокаткою. Безпосередня гаряча прокатка напівфабрикату уможливілює зменшення часу, необхідного для гомогенізації температури напівфабрикату до гарячої прокатки і тому накладає обмеження на утворення рідких оксидів на поверхні напівфабрикату.

10 На додаток до цього, напівфабрикат безпосередньо після розливання в загальному випадку є крихким при низьких температурах так, що безпосередня гаряча прокатка напівфабрикату уможливілює уникнення виникнення тріщин, що в іншому випадку може мати місце при низьких температурах внаслідок крихкості напівфабрикату безпосередньо після розливання.

15 Гарячу прокатку, наприклад, проводять в температурному діапазоні, який знаходиться в межах від 1100°C до 900°C, переважно від 1050°C до 900°C.

20 У відповідності з наданим вище роз'ясненням винаходу пластичність напівфабрикату в гарячому стані є дуже великою внаслідок наявності в основному феритної структури сталі. Дійсно, в сталі під час гарячої прокатки не виникає фазового перетворення (або таке фазове перетворення відбувається в незначній мірі), що зменшує пластичність.

Як наслідок придатність до прокатки напівфабрикату в гарячому стані є задовільною, навіть при температурі завершення гарячої прокатки 900°C, що запобігає виникненню тріщин у листової сталі під час гарячої прокатки.

25 Наприклад, одержані гарячекатані листові сталі, мають товщину, яка лежить в межах від 1,5 мм до 4 мм, наприклад, лежить в межах від 1,5 до 2 мм.

Після гарячої прокатки листову сталь переважно скочують в рулон. Після цього гарячекатану листову сталь переважно піддають травленню, наприклад, у ванні з HCl, для гарантованого одержання хорошої якості поверхні.

30 Необов'язково у разі бажання одержання меншої товщини гарячекатану листову сталь піддають холодній прокатці так, щоб одержати холоднокатану листову сталь, яка має товщину меншу 2 мм, наприклад, яка лежить в межах від 0,9 до 1,2 мм.

35 Досягнення таких товщин домагаються без створення будь-якого значного внутрішнього пошкодження. Така відсутність значного пошкодження особливо зумовлюється розливанням відповідно у вигляді тонкого напівфабрикату і композицією сталі.

Дійсно, внаслідок виробництва холоднокатаного листа з тонкого продукту зменшуються ступень обтиснення на гарячому і холодному станах, які необхідні для досягнення заданої товщини. Тому зменшується виникнення зіткнень між виділеннями TiB₂, які могли б призвести до пошкодження.

40 Крім того, внаслідок наявності розподілу за розмірами для виділень TiB₂, що досягається завдяки маленькій товщині напівфабрикату і композиції, можуть бути досягнуті ступені обтиснення при холодній прокатці, які доходять аж до 40 % і навіть аж до 50 %, без утворення будь-якого значного внутрішнього пошкодження.

45 Дійсно, оскільки сталь не містить великих виділень TiB₂, пошкодження виникають в результаті порушення зчеплення на поверхні розділу так, що кінетика пошкодження уповільнюється. До того ж, зіткнення виділень TiB₂ внаслідок їх маленьких розмірів не призводить до виникнення будь-якого значного пошкодження.

Як наслідок, значно зменшується виникнення пошкоджень під час холодної прокатки.

50 Після холодної прокатки холоднокатана листову сталь може бути піддана відпалу. Відпал, наприклад, проводять шляхом нагрівання холоднокатаної листової сталі при середній швидкості нагрівання, переважно укладеної в межах від 2 до 4°C/c, до температури відпалу, укладеної в межах від 800°C до 900°C і витримування холоднокатаної листової сталі при даній температурі відпалу протягом часу відпалу, в загальному випадку укладеного в межах від 45 до 90 с.

55 Листова сталь, одержана в такий спосіб, може бути піддана гарячій прокатці або холодній прокатці, і мати в основному феритну структуру, тобто, складається з фериту, щонайбільше, 10 % аустеніту і виділень. У загальному випадку листову сталь, одержана в такий спосіб, має феритну структуру при кімнатній температурі, тобто структуру, яка складається з фериту і виділень за відсутності аустеніту.

Листова сталь, одержана в такий спосіб, містить виділення TiB_2 , які є евтектичними виділеннями TiB_2 , при цьому об'ємна часткова концентрація виділень TiB_2 становить щонайменше 9 %.

5 Частка виділень TiB_2 в листовій сталі, яка характеризується площею поверхні, яка становить менш, ніж 8 мкм^2 , становить щонайменше 96 %. На додаток до цього, частка виділень TiB_2 , яка характеризується площею поверхні, яка не перевищує 3 мкм^2 , переважно становить щонайменше 80 %, і частка виділень TiB_2 у листовій сталі, яка характеризується площею поверхні, яка становить менше ніж 25 мкм^2 , переважно становить 100 %.

Це зокрема має місце в області середини листа.

10 Листова сталь, одержана в такий спосіб, містить дуже малу кількість виділень TiC внаслідок наявності низького рівня вмісту C в сталі, внаслідок використання цього способу виготовлення і внаслідок відсутності перитектично-індукованого утворення виділень під час твердіння. Об'ємна часткова концентрація виділень TiC в структурі становить, зокрема, менш, ніж 0,5 %, в загальному випадку менш, ніж 0,36 %.

15 Листова сталь, одержана в такий спосіб, не містить виділень Fe_2B .

Використанням цього способу виготовлення уникають утворення дефектів поверхні і тріщин у відлитому продукті і листовій сталі.

20 Зокрема, зменшення твердості, яке досягається внаслідок високого рівня вмісту Ti^* , уможливорює запобігання виникнення дефектів поверхні, вм'ятини і проривів рідкого металу у відлитому продукті.

На додаток до цього, листова сталь, одержана в такий спосіб, характеризується дуже високими придатністю до деформування, в'язкістю і опором втоми так, що з таких листів можуть бути зроблені деталі складної геометрії.

25 Зокрема, мінімізуються пошкодження листової сталі, які можуть являти собою результат проведення гарячої і/або холодної прокатки, тому, що сталь характеризується покращеною пластичністю під час наступних операцій формування і покращеною в'язкістю.

Крім того, високий модуль пружності при натягінні сталі, відповідної винаходу, зменшує пружність після операцій формування і, тим самим, покращує точність розмірів готових деталей.

30 При виробництві деталі сталевий лист розрізують для виробництва заготовки і заготовку деформують, наприклад, шляхом витягування або гнуття, в температурному діапазоні, який лежить в межах від 20 до 900°C .

35 У вигідному випадку конструкційні елементи виготовляють шляхом зварювання листової сталі або заготовки, відповідних винаходу, з іншою листовою сталлю або заготовкою, які характеризуються ідентичною або відмінною композицією і мають ідентичну або відмінну товщину, таку, щоб одержати зварену збірну конструкцію, яка має механічні властивості, які варіюються, і яка може бути додатково деформована для виробництва деталі.

Наприклад, листова сталь, відповідна винаходу, може бути зварена з листовою сталлю, виготовленою зі сталі, яка демонструє композицію, яка містить при вираженні у масових відсотках:

40 $0,01 \leq C \leq 0,25,$

$0,05 \leq Mn \leq 2,$

$Si \leq 0,4,$

$Al \leq 0,1,$

$Ti \leq 0,1,$

45 $Nb \leq 0,1,$

$V \leq 0,1,$

$Cr \leq 3,$

$Mo \leq 1,$

$Ni \leq 1,$

50 $B \leq 0,003,$

при цьому решта являють собою залізо і неминучі домішки, які є результатом плавки.

Приклади

В якості прикладів і в порядку зіставлення виготовляли листи, утворені з композицій сталей, відповідних Таблиці 1, при цьому елементи виражені у масових відсотках.

55

Таблиця 1

	C	Mn	Si	Al	S	P	Ti	B	Cr	Ti*=Ti-2,215*B
A	0,0227	0,061	0,168	0,039	0,0067	0,008	5,32	1,67	0,12	1,6
B	0,04	0,09	0,14	0,146	0,0015	0,009	6,34	2,34	0,075	1,16
C	0,036	0,07	0,15	0,065	0,001	0,01	5,3		0,05	

В Таблиці 1 підкреслене значення не відповідає винаходу.

Ці сталі розливали у формі напівфабрикатів:

- 5 - сталь А безперервно розливали у формі сляба товщиною 65 мм, (зразок I1),
- сталь В розливали у формі злитка масою 300 кг і перерізом 130 мм × 130 мм, (зразок R1),
- сталь С розливали у вигляді тонкого сляба товщиною 45 мм, (зразок R2).

Швидкості затвердіння під час затвердіння відлитих продуктів оцінювалися на поверхні і всередині продуктів і наводяться у наведеній нижче Таблиці 2.

10

Таблиця 2

Позначення зразка	Композиція сталі	На поверхні (см/с)	Всередині (см/с)
I1	A	0,3	0,06
R1	B		
R2	C	0,3	

У таблиці 2 підкреслені значення, які не відповідають винаходу.

Зразок I1 розливали у вигляді тонкого сляба товщиною меншою 110 мм.

15

На додаток до цього, композиція (A) зразка I1 відповідає винаходу і тому характеризується рівнем вмісту вільного елемента Ti, який становить щонайменше 0,95 %, так, щоб під час затвердіння не відбувалося фазового перетворення або фазове перетворення відбувалося в незначній мірі, що уможлиблює охолодження шляхом повторного змочування.

20

Внаслідок наявності маленької товщини відлитого продукту і охолодження шляхом повторного змочування швидкість твердіння для зразка I1 могла б становити більше 0,03 см/с, навіть всередині напівфабрикату.

На противагу цьому, зразок R1 демонструє композицію (B), відповідну винаходу, але його не розливали у вигляді тонкого напівфабрикату, при цьому його товщина була більше 110 мм.

Як наслідок швидкість затвердіння не могла досягати цільових значень ані всередині, ані на поверхні напівфабрикату.

25

Зразок R2 демонструє композицію (C), не відповідну винаходу, при цьому рівень вмісту B у ньому перевищує $(0,45 \times Ti) - 0,43$. Таким чином, зразок R2 характеризується рівнем вмісту вільного елемента Ti, який становить менш, ніж 0,95 % (0,75 %).

30

Таким чином, навіть у разі розливання сталі у вигляді тонкого штрипса під час затвердіння відбувалося важливе фазове перетворення так, що охолодження не могло бути проведено шляхом повторного змочування. В результаті швидкість затвердіння не досягала 0,03 см/с всередині продукту.

Автори досліджували придатність до деформації в гарячому стані для зразків I1 і R2.

35

Зокрема, придатність до деформації в гарячому стані для зразків безпосередньо після розливання I1 і R2 оцінювали в результаті проведення випробувань на плоске деформоване стиснення в гарячому стані з різними швидкостями деформації при температурах в діапазоні від 950°C до 1200°C.

40

З цією метою із зразків безпосередньо після розливання I1 і R2 відбирали зразки Растегаєва. Зразки нагрівали до температури 950°C, 1000°C, 1100°C або 1200°C, а після цього стискали з використанням двох пуансонів, розташованих на протилежних сторонах зразка, при різних швидкостях деформування у вигляді 0,1 с⁻¹, 1 с⁻¹, 10 с⁻¹ або 50 с⁻¹. Визначали напруження і для кожного випробування оцінювали максимальне напруження.

У наданій нижче Таблиці 3 наводяться для кожної температури і для кожного із зразків I1 і R2 часткова концентрація аустеніту в структурі при даній температурі і максимальне напруження, визначене при кожній температурі для кожної швидкості деформування.

45

Таблиця 3

	950 °C		1000 °C		1100 °C		1200 °C	
	I1	R2	I1	R2	I1	R2	I1	R2
% аустеніту	<10 %	100 %	<10 %	100 %	<10 %	100 %	<10 %	100 %
Швидкість деформування (с ⁻¹)	Максимальне напруження (МПа)							
0,1	93	196	70	169,5	47	127	27	81
1	138	230	108	209	75	164	53	112
10	199	270	169	253	125	212	90	153
50	236	316	204	294	155	250	126	191

5 Як демонструють ці результати, максимальне напруження, що досягається для зразка I1, є набагато меншим, ніж для зразка R2, якою б не була температура, укладена в межах від 950°C до 1200°C, і якою б не була швидкість деформування, при цьому максимальне напруження для сталі I1 є на 67 % меншим, ніж максимальне напруження, що досягається для сталі R2.

10 Таке зменшення максимального напруження являє собою, зокрема, результат відмінності між структурою зразка I1, яка є в основному феритною при всіх температурах, і структурою зразка R2, яка зазнає фазового перетворення і стає аустенітною при високих температурах. Як передбачається це зменшення, при високих температурах твердість сталі винаходу зменшується у великій мірі у зіставленні з тим, що має місце для сталі, яка характеризується рівнем вмісту Ti*, який не перевищує 0,95 %, що, тим самим, покращує придатність до деформації в гарячому стані.

15 Придатність до деформації в гарячому стані зразків безпосередньо після розливання I1 і R2 додатково оцінювали в результаті проведення високотемпературного випробування на розтяг з використанням термомеханічного симулятора Gleeble.

Зокрема, зменшення площі поверхні визначали при температурах в діапазоні від 600 до 1100°C.

20 Як це демонструють результати цих випробувань, проілюстровані на Фіг. 5, пластичність в гарячому стані для зразка I1 залишається високою навіть при зменшуваних температурах, особливо, при температурах, укладених в межах від 800 до 900°C, в той час як пластичність для зразка R2 кардинально зменшується при збільшенні температури.

25 Як наслідок зразок I1 може бути підданий обробці при менших температурах, ніж зразок R2. Навпаки, під час способу виготовлення виникнення тріщин або проривів рідкого металу з вилівка для зразка I1 буде значно зменшено у порівнянні з тим, що має місце для зразка R2.

30 Автори додатково охарактеризували виділення TiB₂ в продуктах безпосередньо після розливання відносно зразків, відібраних з 1/4 товщини зразків I1 R1 і R2, і зразка, відібраного з половини товщини зразка I1, в результаті проведення аналізу зображень з використанням сканувального електронного мікроскопа (SEM). Зразки для мікроскопічного дослідження одержували з використанням стандартної металографічної методики підготовки поверхні і піддавали декапіруванню з використанням реагенту ніталю.

Розподіли за розмірами наводяться в представленій нижче Таблиці 4.

35 Як це продемонстровано в Таблиці 4, зразок R1 демонструє наявність високого відсоткового рівню вмісту великих виділень, які характеризуються площею поверхні, яка перевищує 8 мкм².

Зразок характеризується більш високою частковою концентрацією маленьких виділень TiB₂, ніж зразок R1. Однак, рівень процентного вмісту виділень TiB₂, які характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 8 мкм², для зразка R2 не досягає 96 %.

40 На противагу цьому, зразок I1 демонструє наявність дуже високої часткової концентрації виділень TiB₂, які характеризуються площею, яка становить, щонайбільше, 8 мкм², зокрема, перевищує 96 %. На додаток до цього, часткова концентрація виділень TiB₂, які характеризуються площею, яка становить, щонайбільше, 3 мкм², перевищує 80 %, і всі виділення TiB₂ характеризуються площею, меншою або рівною 25 мкм².

Таблиця 4

Позначення зразка	Рівень процентного вмісту виділень TiB ₂ , які характеризуються площею, яка становить, щонайбільше, 3 мкм ²	Рівень процентного вмісту виділень TiB ₂ , які характеризуються площею, яка становить, щонайбільше, 8 мкм ²	Рівень процентного вмісту виділень TiB ₂ , які характеризуються площею, яка становить, щонайбільше, 25 мкм ²
I1	83,9	96,7	100
R1	46,6		86,7
R2	81,2		98,5

У таблиці 4 підкреслені значення, які не відповідають винаходу.

5 До того ж, після затвердіння зразок I1 піддавали нагріванню до температури 1200°C, після цього гарячій прокатці при кінцевій температурі прокатки 920°C для виробництва гарячекатаного листа, який має товщину 2,4 мм.

Гарячекатану листову сталь I1 піддавали додатковій холодній прокатці при ступені обтиснення 40 % для одержання холоднокатаного листа, який має товщину 1,4 мм.

10 Після холодної прокатки листову сталь I1 нагрівали при середній швидкості нагрівання 3°C/c до температури відпалу 800°C і витримували при цій температурі протягом 60 с.

Після затвердіння зразки R1 і R2 піддавали охолодженню до кімнатної температури, і після цього повторному нагріванню до температури 1150°C і гарячій прокатці при кінцевій температурі прокатки 920°C для виробництва гарячекатаного листа, який має товщину, відповідно, 2,2 мм і 2,8 мм.

15 Мікроструктури гарячекатаних листів, вироблених із зразків I1 R1 і R2, досліджували в результаті відбору зразків у містах, розташованих на 1/4 товщини листів і на половині товщини листів, так, щоб спостерігати структуру вздовж поздовжньої площини, відповідно, на половині відстані між серединою і поверхнею листів і всередині листів.

20 Мікроструктури спостерігали з використанням сканувального електронного мікроскопа (SEM) після декапірування з використанням реагенту Клема.

Мікроструктура сталей I1, R1 і R2 на 1/4 товщини продемонстровані, відповідно, на Фіг. 6, 7 і 8.

Мікроструктура листових сталей I1, R1 і R2 на половині товщини продемонстровані, відповідно, на Фіг. 9, 10 і 11.

25 Як це демонструють дані фігури, структура сталі I1 є дуже дрібною, як на 1/4 товщини, так і всередині продукту.

На противагу цьому, структура сталі R1, яку охолоджували при знижених швидкостях затвердіння, включають великі зерна.

30 Структура сталі R2 незважаючи на включення дрібних зерен на 1/4 товщини також включає і великі зерна, особливо, всередині напівфабрикату.

В цілому структура сталі I1 є дуже гомогенною, в той час як кожна із структур сталей R1 і R2 включає зерна, які мають дуже різні розміри.

Автори, крім того, досліджували придатність до деформації в холодному стані для сталей I1 R1 і R2.

35 Придатність до деформації в холодному стані для сталей оцінювали відносно листових сталей, вироблених зі сталей безпосередньо після розливання I1, R1 і R2, з використанням випробувань на деформування в одній площині.

40 Зокрема, зразки відбирали з листів, виготовлених зі сталей I1, R1 і R2, і визначали криві граничної зміни форми для листових сталей I1, R1 і R2. Дані криві граничної зміни форми ілюструються на Фіг. 12, і результати вимірювань наводяться в представлений нижче Таблиці 5.

Як це продемонстровано на Фіг. 12 і в Таблиці 5, сталь I1 характеризується покращеною придатністю до формування у зіставленні зі сталями R1 і R2.

45 Як це можна собі уявити без зв'язування себе теорією, присутність великих виділень TiB₂ в сталях R1 і R2, навіть у невеликій кількості, промотує локалізацію деформації під час операцій формування, у цьому разі під час згинання, що призводить до одержання гіршої придатності до деформації, ніж у випадку сталі I1. Як це, крім того, вважається, локалізація може являти собою результат раннього пошкодження від зіткнення великих виділень TiB₂.

На противагу цьому, сталь I1 не містить великих виділень, що мінімізує зіткнення виділень TiB₂ і тому покращує придатність до деформації.

50

Таблиця 5

Сталь	ϵ_2	ϵ_1
I1	- 0,061	0,292
	- 0,052	0,275
	0,007	0,224
	0,02	0,229
	0,031	0,2
	0,034	0,247
	0,047	0,205
	0,058	0,212
R1	0,062	0,24
	0,00718	0,165
	0,00821	0,161
R2	0,0103	0,136
	0,016	0,104
	0,017	0,107
	0,021	0,111
	0,023	0,144

Для підтвердження впливу розміру виділень TiB_2 на придатність до деформації автори піддавали гарячекатану листову сталь R1, одержану з використанням способу, розкритого вище, холодної прокатки при ступені обтиснення при холодній прокатці 50 %. Після холодної прокатки листову сталь R1 нагрівали при середній швидкості нагрівання $3^\circ C/c$ до температури відпалу $800^\circ C$ і витримували при цій температурі протягом 60 с.

Після цього автори відбирали зразки з поверхні і середини холоднокатаної листової сталі R1 (після відпалу) і в рамках спостереження досліджували ці зразки з використанням сканувальної електронної мікроскопії.

Структури, які спостерігаються на поверхні і у середині, проілюстровані, відповідно, на Фіг. 13 і 14.

Як це можна бачити на даних фігурах, зразок, відібраний з поверхні листа, включає мало пошкоджень на відміну від зразка, відібраного з середини, для якого спостерігається утворення важливих пошкоджень.

Як це підтверджують дані спостереження, великі виділення TiB_2 , які в основному локалізуються всередині листа внаслідок зниженої швидкості затвердіння в цій частині, придатністю до деформації пошкодження під час деформування і тому погіршують придатність до деформації сталі.

Здатність до згинання сталей I1 R1 і R2 оцінювали шляхом проведення випробування на згинання крайки (також званого випробуванням на 90° -не фланцювання) відносно зразків, відібраних з гарячекатаних листових сталей, виготовлених із сталей I1 R1 і R2, і з холоднокатаної листової сталі (після відпалу), виготовлених із сталі I1.

Зразки утримували між притискною подушкою і матрицею і рухому матрицю пересували для згинання частини зразка, яка виступає з подушки і матриці. Випробування на вигинання проводили в напрямку прокатки (НП) і в поперечному напрямку (ПН) відповідно до стандарту EN ISO 7438:2005.

Здатність до згинання характеризували з використанням співвідношення R/t між радіусом кривини R вигнутого листа (в мм) і товщиною t зразка (в мм).

Узагальнені результати наведені у наданій нижче Таблиці 6.

Таблиця 6

Зразок	t (мм)	R/t (НП)	R/t (ПН)
I1	2,4	0,8	0,3
I1	1,4	0,4	0,3
R1	2,2	2,7	2,7
R2	2,8	2,1	1,4

В цій таблиці t позначає товщину зразка, а R/t позначає вимірне співвідношення між радіусом кривини для вигнутого листа і товщиною.

Як демонструють ці результати, сталь, відповідна винаходу, характеризується покращеним згинанням у зіставленні зі сталями R1 і R2.

5 Щодо зразків, відібраних з гарячекатаних листів, при температурах в діапазоні від -80 до 20°C додатково визначали роботу руйнування за Шарпі для сталей I1 і R2.

Зокрема, з гарячекатаних листових сталей, виготовлених із сталей I1 і R2, відбирали зменшений зразок для випробування на ударну в'язкість за Шарпі (10 мм × 55 мм ×, товщина листа), що демонструє наявність V-подібних надрізів, які мають глибину 2 мм, при куті 45° і радіус западини 0,25 мм.

10 При кожній температурі вимірювали поверхневу густину K_{cv} роботи ударного руйнування. При кожній температурі випробування проводили відносно двох зразків і розраховували середнє значення для двох випробувань.

Результати ілюструються на Фіг. 15 і наводяться в представленій нижче Таблиці 7.

15 В цій Таблиці T позначає температуру в градусах Цельсія, а K_{cv} позначає поверхневу густину роботи ударного руйнування в Дж/см². На додаток до цього, наводиться режим руйнування (пластичне руйнування, змішаний режим для пластичного і крихкого руйнування або крихке руйнування).

20 Як це продемонстровано в Таблиці 7 і на Фіг. 15, робота руйнування за Шарпі для сталі I1 винаходу є набагато більшою, ніж робота руйнування за Шарпі для сталі R2. Крім цього, температура переходу від пластичного до змішаного режиму руйнування для сталі I1 є меншою у порівнянні з тією, що має місце для сталі R2. Особливо, в сталі винаходу руйнування залишається на 100 % пластичним при -20°C.

Таблиця 7

T (°C)	Сталь I1 (товщина = 1,45 мм)		Сталь R2 (товщина = 1,8 мм)	
	K_{cv} (Дж/см ²)	Режим руйнування	K_{cv} (Дж/см ²)	Режим руйнування
-80	33	Змішаний	3	Крихкий
-60	33	Змішаний	6	Крихкий
-40	35	Змішаний	15	Змішаний
-20	38	Пластичний	25	Змішаний
0	39	Пластичний	29	Змішаний
20	41	Пластичний	33	Пластичний

25 Тому як це демонструють дані випробування, сталь винаходу характеризується покращеними придатністю до деформації, пластичністю і в'язкістю у зіставленні з:

- сталлю R1, яка характеризується рівнем вмісту Ti^* , який перевищує 0,95 %, але не була розлита відповідно у вигляді тонкого продукту і, таким чином, містила TiC і великі виділення TiB_2 ,

30 - сталлю R2, яка була розлита у вигляді тонкого продукту, але характеризується рівнем вмісту Ti^* , який не перевищує 0,95 %, і, таким чином, містить TiC і може містити виділення TiB_2 , які характеризуються площею поверхні, яка становить більше 8 мкм².

35 Наприкінці, визначали механічні властивості листових сталей I1 R1 і R2. У поданій нижче Таблиці 8 наводяться гранична плинність YS , границя міцності на розтяг TS , рівномірне відносне подовження UE , повне відносне подовження TE і модуль пружності при натягу E , коефіцієнт деформаційного зміцнення n і коефіцієнт Ланкфорда r . В Таблиці 8 також наводиться рівень об'ємного процентного вмісту виділень TiB_2 (f_{TiB_2}) для кожної сталі.

Таблиця 8

Зразок	YS (МПа)	TS , МПа	UE (%)	TE (%)	n	r	f_{TiB_2} (%)	E (ГПа)
I1	300	653	15,4	23,3	0,214	0,7	9	232
R1	245	530	14,2	19,7	0,192	0,8	12	240
R2	291	567	15,2	20,8	0,2	0,7	10,9	240

40 Як це демонструють дані результати, механічні властивості сталі I1 покращуються у зіставленні з механічними властивостями сталей R1 і R2. Це покращення, зокрема,

зумовлюється високою часткою виділень дуже маленького розміру в сталі I1 у зіставленні зі сталями R1 і R2.

Тому у винаході пропонуються листові сталь і спосіб її виготовлення, при цьому вона характеризується в один і той же час високим модулем пружності при натягу, малою густиною і покращеними ливарними властивостями і придатністю до деформування. Тому листові сталь винаходу може бути використана для виробництва деталей із складними профілями, без індукування пошкоджень або дефектів поверхні.

ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

10

1. Листова сталь, яка одержана зі сталі, яка має склад, мас. %:

$0,010 \leq C \leq 0,080$,

$0,06 \leq Mn \leq 3$,

$Si \leq 1,5$,

15

$0,005 \leq Al \leq 1,5$,

$S \leq 0,030$,

$P \leq 0,040$,

Ti і B так, що:

$3,2 \leq Ti \leq 7,5$,

20

$(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - 0,43$,

необов'язково один або кілька елементів, вибраних з

$Ni \leq 1$,

$Mo \leq 1$,

$Cr \leq 3$,

25

$Nb \leq 0,1$,

$V \leq 0,1$,

при цьому решта являє собою залізо і немінучі домішки, причому зазначена сталь має структуру, яка складається з фериту, щонайбільше 10 % аустеніту і виділень, причому зазначені виділення включають евтектичні виділення TiB_2 , причому об'ємна часткова концентрація виділень TiB_2 відносно сукупної структури становить щонайменше 9 %, при цьому частка виділень TiB_2 , які характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 8 μm^2 , становить щонайменше 96 %.

30

2. Листова сталь за п. 1, в якій частка виділень TiB_2 , які характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 3 μm , становить щонайменше 80 %.

35

3. Листова сталь за пп. 1 або 2, в якій частка виділень TiB_2 , які характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 25 μm^2 , становить 100 %.

4. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-3, в якій в області середини листової сталі частка виділень TiB_2 , які характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 8 μm^2 , становить щонайменше 96 %, частка виділень TiB_2 , які характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 3 μm , переважно становить щонайменше 80 %, і частка виділень TiB_2 , які характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 25 μm^2 , переважно становить 100 %.

40

5. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-4, яка не містить виділень TiC або містить виділення TiC, які характеризуються об'ємною частковою концентрацією, яка не перевищує 0,5 %.

6. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-5, яка не містить виділень Fe_2B .

45

7. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-6, в якій рівні вмісту титану, бору і марганцю є такими, що:

$(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - (0,261 \times Mn) - 0,414$.

8. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-7, в якій рівні вмісту титану і бору є такими, що:

$(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - 0,50$.

9. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-8, в якій склад є таким, що $C \leq 0,050$.

50

10. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-9, в якій склад є таким, що $Al \leq 1,3$.

11. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-10, яка характеризується роботою руйнування за Шарпі K_{cv} , яка перевищує 25 Дж/см² при -40 °C.

12. Листова сталь за будь-яким з пп. 1-11, яка характеризується рівнем вмісту вільного елемента Ti, який становить щонайменше 0,95 %.

55

13. Спосіб виготовлення листової сталі, який включає наступні послідовні стадії:

одержання сталі, яка має склад, який містить, мас. %:

$0,010 \leq C \leq 0,080$,

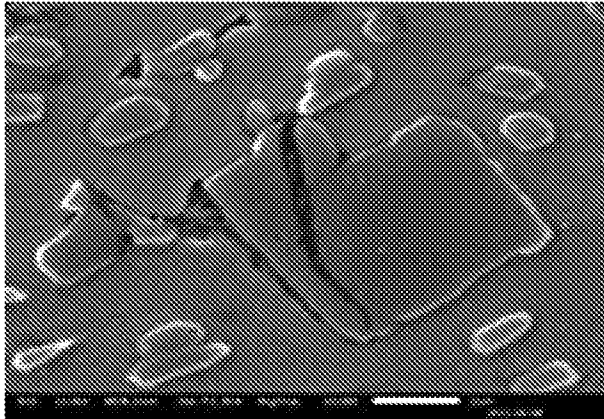
$0,06 \leq Mn \leq 3$,

$Si \leq 1,5$,

- $0,005 \leq Al \leq 1,5$,
 $S \leq 0,030$,
 $P \leq 0,040$,
 Ti і В так, що:
- 5 $3,2 \leq Ti \leq 7,5$,
 $(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - 0,43$,
 необов'язково один або кілька елементів, вибраних з
- $Ni \leq 1$,
 $Mo \leq 1$,
- 10 $Cr \leq 3$,
 $Nb \leq 0,1$,
 $V \leq 0,1$,
 при цьому решта являє собою залізо і неминучі домішки, розливання сталі у вигляді напівфабрикату, при цьому температура розливання є меншою або рівною $L_{liquidus} + 40$ °С, причому $L_{liquidus}$ позначає температуру ліквідусу сталі, при цьому напівфабрикат відливають у вигляді тонкого напівфабрикату товщиною не більше 110 мм, причому сталь твердіє під час розливання зі швидкістю затвердіння, яка становить 0,03-5 см/с, в кожному місці напівфабрикату.
- 15
14. Спосіб за п. 13, в якому напівфабрикат відливають у вигляді тонкого сляба товщиною не більше 110 мм, переважно не більше 70 мм.
- 20 15. Спосіб за п. 14, в якому напівфабрикат відливають з використанням ливарно-прокатного модуля.
16. Спосіб за п. 13, в якому напівфабрикат відливають у вигляді тонкої штаби товщиною менше 6 мм, при цьому швидкість затвердіння знаходиться в межах від 0,2 до 5 см/с в кожному місці напівфабрикату.
- 25 17. Спосіб за п. 16, в якому напівфабрикат відливають шляхом прямого відливання штаби між валками, які обертаються у протилежних напрямках.
18. Спосіб за будь-яким з пп. 13-17, в якому після розливання і затвердіння напівфабрикат піддають гарячій прокатці для одержання гарячекатаної листової сталі.
- 30 19. Спосіб за п. 18, в якому між розливанням і гарячою прокаткою температура напівфабрикату залишається більшою 700 °С.
20. Спосіб за будь-яким з пп. 18 або 19, в якому перед гарячою прокаткою з напівфабрикату видаляють окалину при температурі, яка перевищує щонайменше 1050 °С.
21. Спосіб за будь-яким з пп. 18-20, в якому після гарячої прокатки гарячекатану листову сталь піддають холодній прокатці для одержання холоднокатаної листової сталі товщиною не більше 2 мм.
- 35 22. Спосіб за будь-яким з пп. 13-21, в якому рівні вмісту титану, бору і марганцю є такими, що:
 $(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - (0,261 \times Mn) - 0,414$.
23. Спосіб за будь-яким з пп. 13-22, в якому склад є таким, що $Al \leq 1,3$.
- 40 24. Спосіб виготовлення конструкційної деталі, який включає:
 вирізання щонайменше однієї заготовки з листової сталі за будь-яким з пп. 1-12 або листової сталі, одержаної за способом за будь-яким з пп. 13-23, і деформування зазначеної заготовки в межах температурного діапазону від 20 до 900 °С.
25. Спосіб за п. 24, в якому перед деформуванням заготовки здійснюють зварювання заготовки із ще однією заготовкою.
- 45 26. Конструкційна деталь, яка містить щонайменше частину, одержану із сталі, яка має такий хімічний склад, мас. %:
 $0,010 \leq C \leq 0,080$,
 $0,06 \leq Mn \leq 3$,
- 50 $Si \leq 1,5$,
 $0,005 \leq Al \leq 1,5$,
 $S \leq 0,030$,
 $P \leq 0,040$,
 Ti і В так, що:
- 55 $3,2 \leq Ti \leq 7,5$,
 $(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - 0,43$,
 необов'язково один або кілька елементів, вибраних з:
 $Ni \leq 1$,
 $Mo \leq 1$,

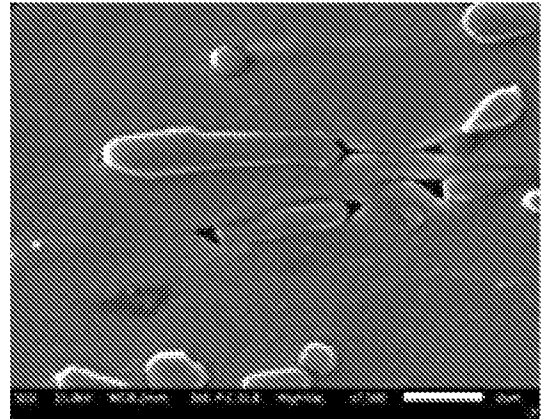
Cr≤3,
Nb≤0,1,
V≤0,1,

- 5 при цьому решта являє собою залізо і немінучі домішки, причому зазначена частина має структуру, яка складається з фериту, щонайбільше 10 % аустеніту і виділень, причому зазначені виділення включають евтектичні виділення TiB_2 , причому об'ємна часткова концентрація виділень TiB_2 відносно сукупної структури зазначеної частини становить щонайменше 9 %, при цьому частка виділень TiB_2 , які характеризуються площею поверхні, яка не перевищує 8 μm^2 , становить щонайменше 96 %.
- 10 27. Конструкційна деталь за п. 26, яку одержують способом за п. 24 або 25.



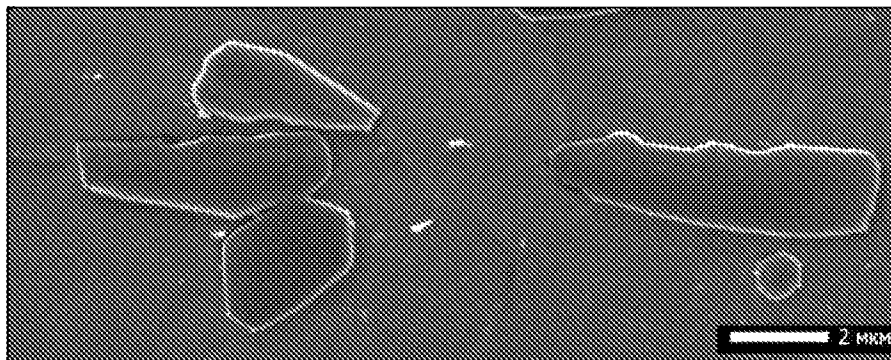
2 мкм

Фиг. 1

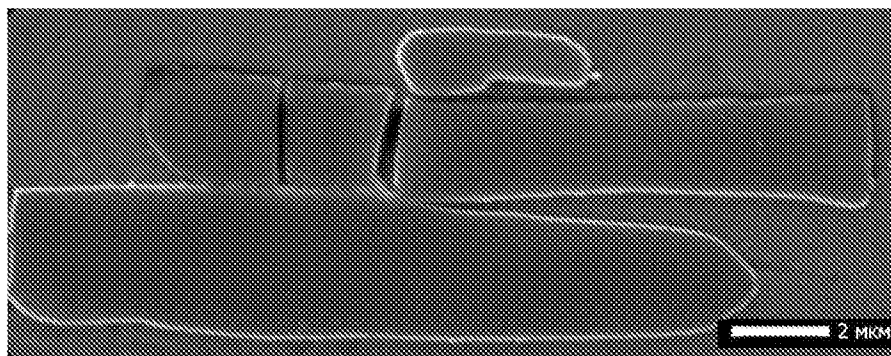


2 мкм

Фиг. 2



Фиг. 3



Фиг. 4

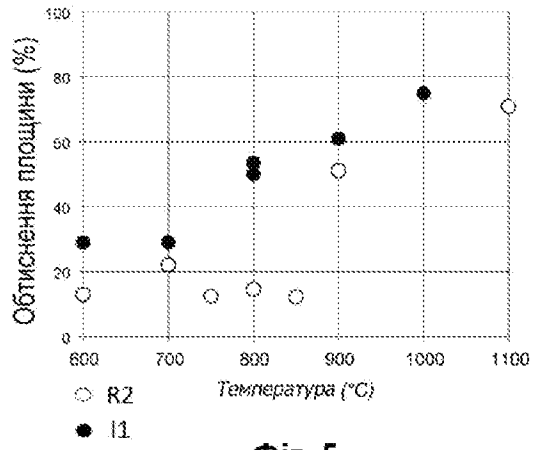


Fig. 5

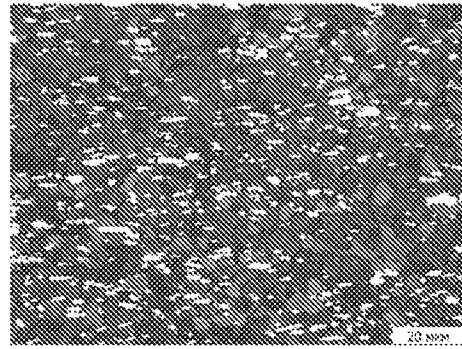


Fig. 6

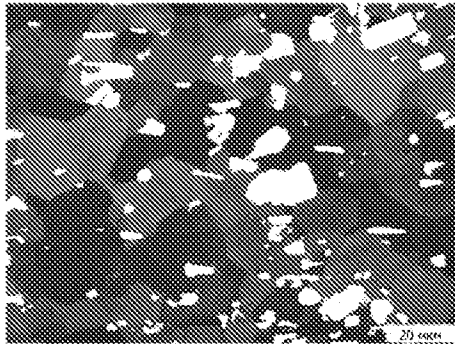


Fig. 7

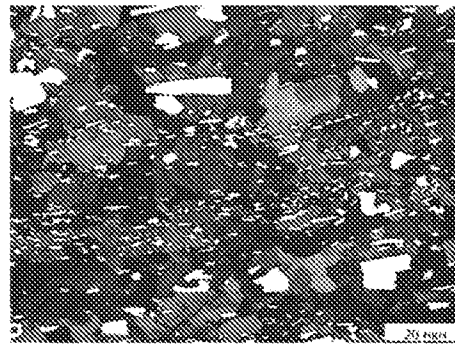


Fig. 8

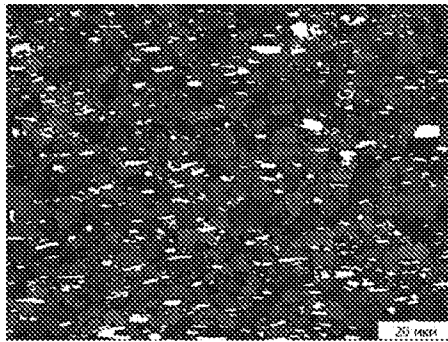


Fig. 9

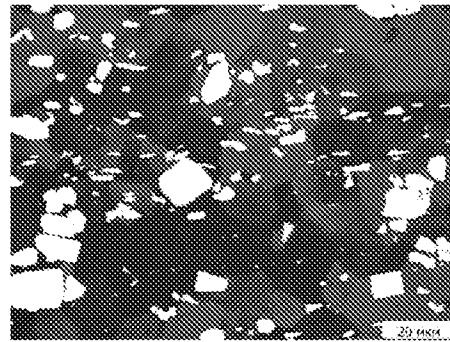
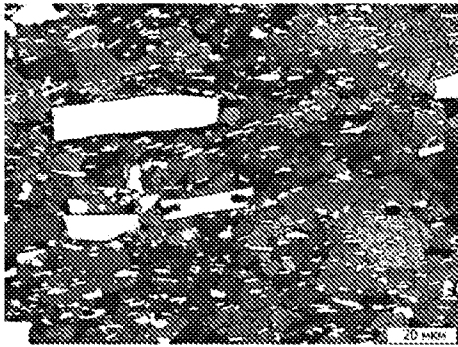
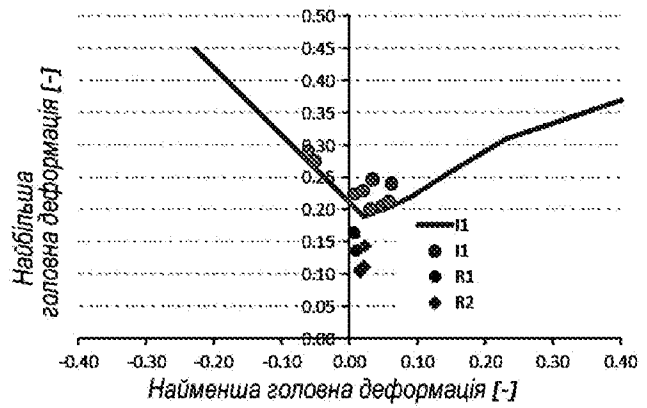


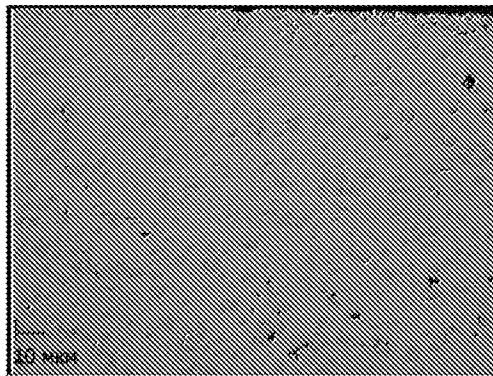
Fig. 10



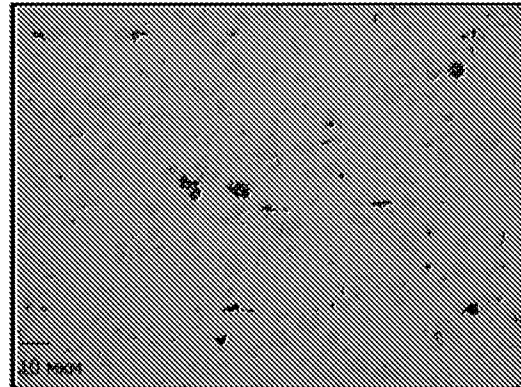
Фіг. 11



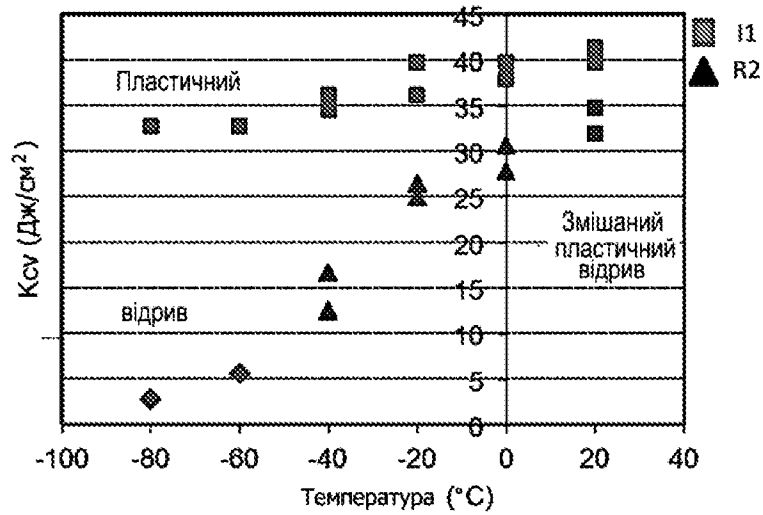
Фіг. 12



Фіг. 13



Фіг. 14



Фіг. 15