



УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **124536** (13) **C2**
(51) МПК (2021.01)

C21D 6/00
C21D 8/02 (2006.01)
C23C 2/02 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01)
C21D 1/25 (2006.01)
C21D 1/26 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
B32B 15/01 (2006.01)

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

(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

(21) Номер заявки: a 2018 12251 (22) Дата подання заявки: 10.05.2017 (24) Дата, з якої є чинними права інтелектуальної власності: 06.10.2021 (31) Номер попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: 62/334,189, 62/396,602 (32) Дата подання попередньої заявки відповідно до Паризької конвенції: 10.05.2016, 19.09.2016 (33) Код держави-учасниці Паризької конвенції, до якої подано попередню заявку: US, US (41) Публікація відомостей про заявку: 27.05.2019, Бюл.№ 10 (46) Публікація відомостей про державну реєстрацію: 05.10.2021, Бюл.№ 40 (86) Номер та дата подання міжнародної заявки, поданої відповідно до Договору РСТ: PCT/US2017/031938, 10.05.2017	(72) Винахідник(и): Хойдік Девід Пол (US), Сільва Едуардо Аугусто (US), МакКосбі Меттью Майкл (US) (73) Володілець (володільці): ЮНАЙТЕД СТЕЙТС СТИЛ КОРПОРЕЙШН, 600 Grant Street, Pittsburgh, Pennsylvania 15219, United States of America (US) (74) Представник: Кістерський Кирило Арсенійович, реєстр. №207 (56) Перелік документів, взятих до уваги експертизою: EP 1365037 A1, 26.11.2003 EP 1865085 A1, 12.12.2007 EP 3009527 A1, 20.04.2016 WO 2915115059 A1, 06.08.2015 US 2014120371 A1, 01.05.2014 JP 2012153957 A, 16.08.2012 JP 2002129241 A, 09.05.2002
--	---

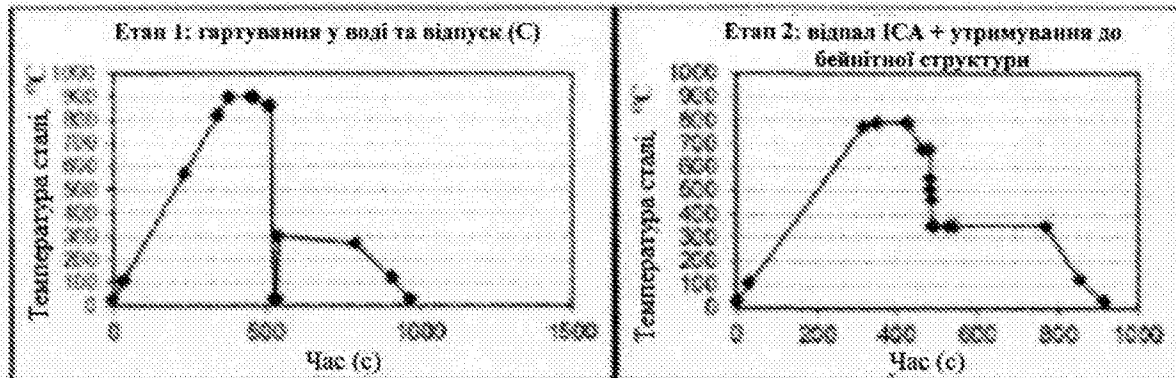
(54) ВИРОБИ З ВИСОКОМІЦНОЇ СТАЛІ І СПОСОБИ ЇХ ВИГОТОВЛЕННЯ

(57) Реферат:

Відповідно до даного винаходу надаються вироби з тонколистового металу з контрольованим складом, які піддають двохетапному відпалу для одержання листових виробів з необхідною мікроструктурою і сприятливими механічними властивостями, такими як висока міцність і ультрависока формованість. Сталі, що оброблені відповідно до даного винаходу, мають

UA 124536 C2

неперевершену міцність на розтяг і загальне відносне подовження (UTS·TE) понад 25000 МПа%. Сталі з такими властивості належать до категорії прогресивних сталей підвищеної міцності третього покоління і високо затребувані в різних галузях промисловості, в тому числі автомобільній.



Перехресні посилання на споріднені заявки

Згідно з даною заявкою заявляється пріоритет відповідно до попередньої заявки на видачу патенту США № 62/334 189, поданої 10 травня 2016 р. і до попередньої заявки на видачу патенту США № 62/396 602, поданої 19 вересня 2016 р, які включені в даний документ у всій повноті за допомогою посилання.

Галузь техніки, до якої відноситься даний винахід

Даний винахід належить до виробів з високоміцної сталі, що мають сприятливі властивості, і до способів відпалу таких виробів.

Попередній рівень техніки даного винаходу

За останні декілька років світова сталєобробна промисловість кинула всі зусилля на розробку прогресивних сталей підвищеної міцності третього покоління (AHSS) для автомобільного ринку. Ці сталі третього покоління мають переважне гармонійне поєднання міцності та відносного подовження на розтяг, зазвичай, у діапазоні $UTS \times TE$ приблизно 20 000 МПа% або більше. Однак у сталєобробній промисловості виникли труднощі з організацією серійного виробництва з використанням сталей AHSS третього покоління, так як при використанні більшості підходів необхідний високий вміст легуючих елементів, наприклад, зазвичай, понад 4 мас. % марганцю, що викликає труднощі при виготовленні таких сталей на традиційному сталеварному обладнанні. Крім того, в даний час сталі AHSS, що є в наявності, погано піддаються точковому зварюванню, покриттю цинковими гальванічним покриттями і перетворенню в тонкі листи, що необхідні з метою великомасштабного виробництва.

Стисле розкриття даного винаходу

Відповідно до даного винаходу надаються вироби з тонколистового металу з контрольованим складом, які піддають двохетапному відпалу для одержання листових виробів з необхідною мікроструктурою і сприятливими механічними властивостями, такими як висока міцність і ультрависока формуваність. Сталі, що оброблені відповідно до даного винаходу, мають неперевершену міцність на розтяг і загальне відносне подовження ($UTS \cdot TE$) понад 25 000 МПа%, що встановлене при випробуванні з використанням процедури випробування на розтяг зразків зменшеного розміру за стандартом ASTM або звичайного розміру за стандартом JIS. Крім того, сталі, що одержані відповідно до даного винаходу, мають сприятливі комбінації TE і коефіцієнта роздачі отвору, тобто відрізняються високою глобальною формуваністю і точковою формуваністю. Сталі з такими властивостями належать до категорії прогресивних сталей підвищеної міцності третього покоління і високо затребувані в різних галузях промисловості, в тому числі в автомобільній.

Відповідно до аспекту даного винаходу надається виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності, що містить від 0,12 до 0,5 мас. % C, від 1 до 3 мас. % Mn і від 0,8 до 3 мас. % комбінації Si і Al, причому виріб з листової сталі піддається двохетапному відпалу, містить зерна фериту і по суті рівновісні зерна залишкового аустеніту, середнє аспектне відношення яких становить менше ніж 3:1, а міцність на розтяг і загальне відносне подовження $UTS \times TE$ становлять понад 25 000 МПа%.

Відповідно до іншого аспекту даного винаходу надається спосіб одержання виробу з листової холоднокатаної сталі високої міцності, що містить від 0,12 до 0,5 мас. % C, від 1 до 3 мас. % марганцю і від 0,8 до 3 мас. % комбінації Si і Al. Спосіб передбачає виконання першого етапу відпалу виробу з листової сталі для досягнення головним чином мартенситної мікроструктури і виконання другого етапу відпалу виробу з листової сталі, що передбачає томління листового виробу в міжкритичному інтервалі при температурі від 720 до 850 °C з подальшою витримкою листового виробу при температурі від 370 до 430 °C.

Ці й інші аспекти даного винаходу стануть більше зрозумілими після прочитання наведеного нижче опису.

Стислий опис фігур

На Фіг. 1 показані графіки залежності температури від часу, на яких відображений двохетапний процес відпалу відповідно до варіанта здійснення даного винаходу.

На Фіг. 2 показані графіки залежності температури від часу, на яких відображений двохетапний процес відпалу відповідно до іншого варіанта здійснення даного винаходу.

На Фіг. 3 показаний графік залежності температури від часу, на якому відображений двохетапний процес відпалу, що передбачає двохетапний процес теплової обробки з виконанням необов'язкової операції нанесення цинкового покриття зануренням у розплав на одному виробничому об'єкті.

На Фіг. 4 показаний графік залежності температури від часу для другого етапу відпалу, що передбачає утворення зон томління і витримки в тепловому циклі відповідно до варіанта здійснення даного винаходу.

На Фіг. 5 і 6 показані мікрофотографії дифракції відбитих електродів (ДВЕ), на яких відображена мікроструктура виробу з листової сталі високої міцності відповідно до варіанта здійснення даного виробу.

На Фіг. 7 показана оптична мікрофотографія виробу з листової сталі, що пройшов теплову обробку, як показано на фіг. 1, де темним кольором позначені феритові зерна, а світлим кольором - аустенітні зерна.

На Фіг. 8 показана стовпчикова діаграма, на якій відображені аспектні відношення аустенітних зерен, показаних на фіг. 7.

На Фіг. 9 і 10 показані графіки виробу з листової сталі високої міцності, на яких наданий розподіл розмірів аустенітних і феритних зерен відповідно до варіанта здійснення даного винаходу.

На Фіг. 11 показана мікрофотографія ДВЕ, на якій зображена мікроструктура виробу з листової сталі високої міцності, обробленого, як показано на Фіг. 1.

На Фіг. 12 і 13 показані мікрофотографії ДВЕ, на яких зображені вироби з листової сталі, що оброблені, як показано на Фіг. 2.

На Фіг. 14 показана мікрофотографія ДВЕ виробу з листової сталі, обробленого, як показано на Фіг. 3.

На Фіг. 15 показаний графік залежності загального відносного подовження від межі міцності на розтяг для виробів з листової сталі високої міцності відповідно до даного винаходу в порівнянні з іншими виробами з листової сталі, обробленими методами, що виходять за межі обсягу даного винаходу.

На Фіг. 16 показаний графік залежності загального відносного подовження від межі міцності на розтяг для виробів з високоміцної сталі, виготовлених на пробних проходах відповідно до варіантів здійснення даного винаходу.

Детальне розкриття даного винаходу

Вироби з листової сталі високої міцності згідно з даним винаходом мають контрольований склад, який в поєднанні з контрольованим відпалом дозволяє добитися необхідних мікроструктур і сприятливих механічних властивостей, включаючи високу міцність і ультрависоку формуваність. Відповідно до деяких варіантів здійснення у склад сталі може входити вуглець, марганець і кремній, а також інші підходящі легуючі добавки, що відомі фахівцям з рівня техніки даного винаходу. Приклади складів сталі, що містять C, Mn, Si, Al, Ti і Nb, зазначені в таблиці 1.

Таблиця 1

Склади сталі (мас. %)

Приклад	C	Mn	Si	Al	Si+AL	Ti	Nb
A	0,12-0,5	1-3	0-2	0-2	0,8-0,3	0-0,05	0-0,05
B	0,15-0,4	1,3-2,5	0,2-1,8	0-1,5	0,9-2,5	0-0,03	0-0,03
C	0,17-0,35	1,5-2,3	0,4-1,5	0-1	1-2	0-0,02	0-0,02

На додаток до кількостей C, Mn, Si, Al, Ti і Nb, наведених у таблиці 1,клади сталі можуть включати незначні або слідові кількості інших елементів, такі як макс. 0,015 S, макс. 0,03 P, макс. 0,2 Cu, макс. 0,02 Ni, макс. 0,2 Cr, макс. 0,2 Mo, макс. 0,1 Sn, макс. 0,015 N, макс. 0,1 V і макс. 0,004 B. Термін "по суті не містить", що використовується в даному документі, в контексті складу виробу з листової сталі, означає, що конкретний елемент або матеріал навмисно не доданий у склад і присутній тільки в домішкових або слідових кількостях.

У виробках з листової сталі згідно з даним винаходом елемент C забезпечує підвищену міцність і сприяє утворенню залишкового аустеніту. Mn сприяє зміцненню і виступає в ролі підсилювача твердого розчину. Si перешкоджає осадженню карбїду заліза під час термічної обробки і підвищує збереження аустеніту. Al перешкоджає осадженню карбїду заліза під час термічної обробки і підвищує збереження аустеніту. Ti і Mb можуть виступати в ролі подрібнювачів зерен, що підвищують міцність.

Відповідно до деяких варіантів здійснення Al може бути присутній в кількості щонайменше 0,1 мас. % або щонайменше 0,2 мас. %. Наприклад, відповідно до деяких варіантів здійснення Al може бути присутній в кількості від 0,5 до 1,2 мас. % або від 0,7 до 1,1 мас. %. Альтернативно виріб з листової сталі по суті може не містити Al.

Вироби з листової сталі зі складами, описаними вище, піддаються двохетапному відпалу, який буде більш докладно описаний нижче. Було встановлено, що одержувані в результаті

листові вироби мають сприятливі механічні властивості, в тому числі необхідну граничну міцність на розтяг, високий ступень подовження, високі значення коефіцієнта лямбда, високу згинаність і високе відношення межі плинності до межі міцності (YS/UTS).

Відповідно до деяких варіантів здійснення межа міцності на розтяг (UTS) виробів з листової сталі знаходиться в діапазоні від 700 до 1100 МПа або більше. Відповідно до деяких варіантів здійснення межа міцності на розтяг виробу з листової сталі становить більше 700 МПа, наприклад від 720 до 1100 МПа або від 750 до 1050 МПа.

Відповідно до деяких варіантів здійснення загальне відносне подовження (TE) виробів з листової сталі, зазвичай, більше 22 відсотків, наприклад більше 27 відсотків або більше 33 відсотків. Наприклад, загальне відносне подовження виробу з листової сталі може становити щонайменше 20 %, наприклад від 22 до 45 % або від 25 до 40 %.

Значення коефіцієнта лямбда (λ) виробів з листової сталі, що виміряні в ході стандартного випробування на роздачу отвору, зазвичай, більше 20 відсотків, наприклад, більше 25 відсотків, або більше 30 відсотків, або більше 35 відсотків. Коефіцієнт роздачі отвору, або лямбда, може бути більше 20 %, наприклад, може становити від 22 до 80 % або від 25 до 60 %.

Відповідно до деяких варіантів здійснення збільшені значення загального відносного подовження (TE) і роздачі отвору (λ) дозволяють одержати вироби з листової сталі з гарною загальною і точковою формуваністю.

У виробах з листової сталі відповідно до даного винаходу баланс міцності і подовження (UTS·TE) становить понад 25 000, що дозволяє віднести їх категорії сталей третього покоління, що затребувані в різних галузях промисловості, в тому числі й автомобільній. Відповідно до деяких варіантів здійснення значення UTS·TE можуть бути більше 30 000 або більше 35 000.

Відповідно до деяких варіантів здійснення даного винаходу кінцева мікроструктура виробів з листової сталі може головним чином включати ферит, наприклад щонайменше від 50 % до 80 % або більше, з меншою кількістю залишкового аустеніту, наприклад від 5 % до 25 %, і незначні кількості свіжого мартенситу, наприклад від 0 % до 10 % або 15 %. Вміст фериту, аустеніту і мартенситу можна визначити стандартними методами дифракції відбитих електронів (ДВЕ). Альтернативно вміст залишкового аустеніту можна визначити способами магнітного насичення. Якщо в даному документі не зазначено інше, об'ємний відсоток залишкового аустеніту визначається методом ДВЕ.

Відповідно до деяких варіантів здійснення залишковий аустеніт містить від 1 до 25 об'ємних відсотків, наприклад, від 5 до 20 об'ємних відсотків. Кількість свіжого мартенситу може включати менше 15 об'ємних відсотків, або менше 10 об'ємних відсотків, або менше 5 об'ємних відсотків. Відповідно до деяких варіантів здійснення виріб з листової сталі по суті не містить свіжий мартенсит. Було встановлено, що, якщо кількість свіжого мартенситу перевищує 15 %, значення коефіцієнта роздачі отвору сильно зменшуються, наприклад значно зменшується точкова формуваність.

Під час нагрівання щонайменше частина фериту формується, як буде описано нижче, в результаті рекристалізації і/або відпуску мартенситу, або на стадії охолодження і витримки згідно з другим етапом відпалу за допомогою розкладання аустеніту. Деяка частина фериту може розглядатися як бейнітний ферит. Феритна, аустенітна і мартенситна фази є дрібнозернистими, наприклад, середній розмір зерен становить менше 10 мікронів, наприклад менше 5 мікронів або менше 3 мікронів. Наприклад, розмір зерен фериту може становити менше 10 мікронів, наприклад менше 8 мікронів або менше 6 мікронів. Середній розмір зерен аустеніту може становити від менше 2 мікронів, наприклад менше 1 мікрона або менше 0,5 мікрона. Розмір зерен мартенситу, якщо ця фаза присутня, може становити менше 10 мікронів, наприклад менше 8 мікронів або менше 6 мікронів.

Аустенітні зерна можуть бути по суті рівновісними, наприклад, їх середнє аспектне відношення становить менше 3:1 або менше 2:1, наприклад приблизно 1:1. Було встановлено, що залишковий аустеніт у кількості менше 5 % призводить до суттєвого зменшення загального подовження (TE). Також було встановлено, що кількості залишкового аустеніту, що перевищують 25 %, можна одержати тільки при дуже високому вмісті вуглецю, що призводить до погіршення зварюваності.

Відповідно до деяких варіантів здійснення даного винаходу до двохетапного відпалу вдаються для одержання прогресивних виробів з високоміцної сталі зі сприятливими механічними властивостями, такими як описані вище. На кожному з першого і другого етапу відпалу може використовуватися декілька методик термічної обробки. Приклади двохетапного відпалу показані на Фіг. 1–3 і описані нижче. На Фіг. 1 показана схема виробництва, що передбачає виконання безперервної лінії відпалу (CAL), за якою слідує виконання безперервної лінії відпалу (CAL). На Фіг. 2 показана схема виробництва, що передбачає CAL і лінію

безперервного цинкування (CGL). На Фіг. 3 показана спеціальна лінія для виконання й етапу CAL+CAL, і етапу CAL+CGL на одному виробничому об'єкті. Незважаючи на те, що на фіг. 3 показаний варіант здійснення із застосуванням печі прямого нагріву (DFF) з подальшим застосуванням радіаційної трубчастої (RT) печі, для виконання необхідних теплових циклів можна використовувати інші варіанти здійснення, такі як будь-які радіаційні трубки, електричний радіаційний нагрів і т. п.

Етап 1

Метою першого етапу відпалу є одержання мартенситної мікроструктури. На першій стадії першого етапу відпалу, зазвичай, може використовуватися температура відпалу вище A_3 , наприклад, може використовуватися температура відпалу, що дорівнює щонайменше 820°C . Відповідно до деяких варіантів здійснення температура відпалу на першій стадії може, зазвичай, знаходитися в діапазоні від 830 до 980°C , наприклад від 830 до 940°C , або від 840 до 930°C , або від 860 до 925°C . Відповідно до деяких варіантів здійснення пікова температура відпалу може, зазвичай, утримуватися протягом щонайменше 20 секунд, наприклад, протягом від 20 до 500 секунд, або протягом від 30 до 200 секунд. Для нагріву можуть використовуватися традиційні методи, такі як піч прямого окисного або неокисного нагріву (DFF), прямий вогневий вплив у збагаченому киснем середовищі, індукція, газовий радіаційний трубчастий нагрів, електричний радіаційний нагрів і т. п. Приклади систем нагріву, які можуть бути адаптовані для використання з метою даного винаходу, описані в патентах США № 5 798 007; 7 368 689; 8 425 225, і 8 845 324, в заявці на патент США № 2009/0158975, а також в опублікованій заявці РСТ № W0/2015083047 компанії Fives Stein. Додаткові приклади систем нагріву, які можуть бути адаптовані для використання в цілях даного винаходу, включають патент США № 7 384 489 компанії Drever International і патент США № 9 096 918 компанії Nippon Steel і Sumitomo Metal Corporation. На етапі 1 і етапі 2 можна використовувати будь-які інші підходящі системи і способи нагріву.

На першій стадії після досягнення пікової температури відпалу та її утримання протягом необхідного періоду часу сталь гартують до кімнатної температури або до контрольованої температури, яка перевищує кімнатну температуру, що більше детально буде описано нижче. Температура гартування необов'язково може бути кімнатною температурою, але повинна бути нижче температури початку утворення мартенситу (M_s) і переважно нижче температури закінчення утворення мартенситу (M_F) для формування головним чином мартенситної мікроструктури. Відповідно до деяких варіантів здійснення між першим етапом процесу і другим етапом процесу виріб з листової сталі може бути охолоджений до температури нижче 300°C , наприклад нижче 200°C .

Гартування може бути виконане традиційними методами, такими як гартування водою, гартування водою за допомогою заглибного ножа/форсунки, газове охолодження, швидке охолодження з використанням комбінації холодної, теплої або гарячої води і газу, охолодження водним розчином, охолодження іншими рідинами або газом, гартування холодними валками, водяний аерозоль, миттєве мокре охолодження, неокисне миттєве мокре охолодження і т. п. Швидкість охолодження при гартуванні може, зазвичай, становити від 30 до 2000°C/s .

Для використання в цілях даного винаходу можуть бути адаптовані різні системи і способи охолодження і гартування, відомі фахівцям з галузі техніки, до якої належить даний винахід. До підходящих систем і способів охолодження і гартування, що традиційно використовуються на комерційній основі, можуть належити гартування у воді, охолодження водняним аерозолем, сухе миттєве охолодження і мокре миттєве охолодження, окисне і неокисне охолодження, охолодження з переходом алкану з рідкого в газоподібний стан, гартування в гарячій воді, включаючи двоетапне гартування у воді, гартування в обертальних валках, газоструменеве охолодження у високовідсотковому водні або гелії і т. п. Наприклад, може використовуватися миттєве сухе і/або мокре окисне і неокисне охолодження/гартування, наприклад, описане в опублікованій заявці РСТ № W02015/083047, що належить компанії Fives Stein. До інших патентних документів компанії Fives Stein, в яких описуються системи і способи охолодження/гартування, що придатні для використання в цілях даного винаходу, належать патенти США №№ 6 464 808.82; 6 547 898B2; і 8 918 199132, публікація заявки на патент США №№ US2009/0158975A1; US2QQ9/G315228A1; і U82011/0266725A1. До інших прикладів систем і способів охолодження/гартування, які можуть бути використані в цілях даного винаходу, належать системи і способи, що описані в патентах США №№ 8 359 89482; 8 844 46282; 7 384 489132 і публікації патенту США №№ 2002/0017747A1 і 2014/0083 572A1.

Відповідно до деяких варіантів здійснення після досягнення пікової температури відпалу на першій стадії і гартування сталі з формуванням мартенситу додатково мартенситну структуру можна відпустити для деякого пом'якшення сталі з метою спрощення подальшої обробки. Для

здійснення відпуску температуру сталі, що знаходиться в діапазоні кімнатної температури, піднімають до приблизно 500 °C і витримують протягом 600 секунд. При здійсненні відпуску температура відпуску може підтримуватися на постійному рівні, але також її можна регулювати в межах переважного діапазону.

Після гартування температуру знижують до значення кімнатної температури. Швидкість такого зниження, зазвичай, може знаходитися в діапазоні від 1 до 40 °C/с, наприклад від 2 до 20 °C/с. Якщо використовується однопровідна заводська піч, як показано на фіг. 3, гартування є необов'язковим.

Етап 2

Другий етап відпалу може передбачати першу стадію, виконувану при відносно високій температурі відпалу, і другу стадію, виконувану при відносно низькій температурі. Ці стадії утворюються так званими зонами "томління" і "витримки" згідно з другим етапом відпалу, як показано на фіг. 4. З метою формування в кінцевому продукті необхідної мікроструктури температуру контролюють.

На першій стадії другого етапу відпалу температура зони томління може становити від A_1 до A_3 , наприклад, температура відпалу може становити щонайменше 720 °C. Відповідно до деяких варіантів здійснення температура зони томління може, зазвичай, знаходитися в діапазоні від 720 до 850 °C, наприклад від 760 до 825 °C. Відповідно до деяких варіантів здійснення пікова температура відпалу може, зазвичай, утримуватися протягом щонайменше 15 секунд, наприклад від 20 до 300 секунд або від 30 до 150 секунд.

Під час виконання першої стадії другого етапу температура зони томління може забезпечуватися за рахунок нагріву сталі від відносно низької температури нижче M_s , наприклад кімнатної температури, на середній швидкості від 0,5 до 50 °C/с, наприклад від приблизно 2 до 20 °C/с.

Відповідно до деяких варіантів здійснення підвищення температури може займати від 25 до 800 секунд, наприклад від 100 до 500 секунд. Для виконання нагріву на першій стадії другого етапу може використовуватися будь-яка підходяща система або спосіб нагріву, наприклад, з використанням радіаційного нагріву, індукційного нагріву, нагріву полум'яною піччю прямого нагріву і т. п.

Після досягнення температури зони томління та її утримання протягом необхідного періоду часу сталь можна охолодити до контрольованої температури вище кімнатної температури для зони витримки. Відповідно до деяких варіантів здійснення між операцією томління другого етапу й операцією витримки другого етапу виріб з листової сталі знаходиться при температурі вище 300 °C. Для охолодження від температури зони томління до температури зони витримки можуть використовувати традиційні способи, такі як охолодження у воді, охолодження в газі і т. п. Середня швидкість охолодження при гартуванні може, зазвичай, становити від 5 до 400 °C/с. Для охолодження від температури томління до температури витримки можуть використовуватися будь-які види систем охолодження і гартування, в тому числі й описані вище.

Відповідно до варіантів здійснення даного винаходу етап зони витримки проводять при звичайній температурі від 360 до 440 °C, наприклад від 370 до 430 °C. Температура зони витримки може утримуватися до 800 секунд, наприклад від 30 до 600 секунд.

Температура зони витримки може утримуватися постійною або може бути незначно змінена в межах переважного температурного діапазону. Після витримки сталь, що призначена для цинкування методом занурення в гарячий розплав, може бути повторно нагріта, наприклад методом індукційного або іншого нагріву, до необхідної температури для її введення у ванну для занурення в гарячий розплав з метою одержання якісного покриття.

Відповідно до деяких варіантів здійснення після утримання температури зони витримки протягом необхідного періоду часу вона може бути зменшена до кімнатної температури. Таке зниження температури може, зазвичай, займати від 10 до 1000 секунд, наприклад від приблизно 20 до 500 секунд. Швидкість такого зниження, зазвичай, може знаходитися в діапазоні від 1 до 1000 °C/с, наприклад від 2 до 20 °C/с.

Відповідно до деяких варіантів здійснення на безперервній лінії відпалу (CAL) може виконуватися один або обидва етапи відпалу: перший етап і другий етап. Після виконання процесу CAL+CAL сталь може бути покрита методом електролітичного цинкування для одержання виробу з оцинкованим покриттям.

Відповідно до деяких варіантів здійснення в кінці зони витримки лист з відпаленої сталі покривають методом цинкування зануренням у гарячий розплав. Температура цинкування може, зазвичай, знаходитися в діапазоні від 440 до 480 °C, наприклад від 450 до 470 °C. Відповідно до деяких варіантів здійснення стадія цинкування може здійснюватися як частина

другого етапу відпалу на лінії безперервного цинкування (CGL), наприклад, як показано на фіг. 2. Такий процес CAL+CGL може використовуватися для одержання виробу, оцинкованого методом занурення в гарячий розплав, як на основі цинку, так і на основі цинкового сплаву, або ж після нанесення покриття його можуть повторно нагрівати для одержання виробу з відпаленим покриттям гарячого цинкування зі сплаву заліза і цинку. Між етапами CAL і CGL необов'язково можна виконати додатковий етап нанесення нікелевого покриття, яке буде сприяти поліпшенню властивостей цинкового покриття. Застосування лінії безперервного цинкування на другому етапі дозволяє збільшити ефективність виробництва покритих виробів зі сталі третього покоління в порівнянні з використанням схеми виробництва CAL+CAL+EG.

Оцинкований виріб або виріб, що оцинкований методом занурення в гарячий розплав на основі цинкового сплаву, може бути також одержаний на спеціальній лінії CGL, на якій двохетапний відпал можна здійснювати на одній лінії, як показано на Фіг. 3. В цьому випадку також може підійти метод відпалу оцинкованих виробів. Крім того, також може бути створене спеціальне виробниче обладнання для об'єднання двоступеневого термічного процесу для виробництва сталей третього покоління без покриття згідно з даним винаходом.

Наведені далі приклади дають наочне уявлення про різні аспекти даного винаходу і жодним чином не обмежують його обсяг.

Приклад 1

Листову холоднокатану сталь зі складом, зазначеним у таблиці 2, зразок № 1, піддавали процесу двохетапного відпалу, як зображено на Фіг. 1. Мікроструктура одержаного в результаті виробу показана на Фіг. 5 і 6. За допомогою методів ДВЕ з використанням доступного у продажу програмного забезпечення EDAX для одержання мікроскопічних зображень орієнтації на Фіг. 5 продемонстровані темні феритові зерна і світлі аустенітні зерна.

Приклад 2

Листову холоднокатану сталь зі складом, зазначеним у таблиці 2, зразок № 2, піддавали процесу двохетапного відпалу, як зображено на Фіг. 1. Мікроструктура одержаного в результаті виробу показана на фіг. 11. Механічні властивості зразка № 2 зазначені в таблиці 2. Розподіл розмірів аустенітних і феритних зерен показаний на Фіг. 9 і 10 відповідно. Середній розмір аустенітних зерен становить менше 1 мікрона, а середній розмір феритних зерен становить менше 10 мікронів.

Мікроструктура містить приблизно 80 об'ємних відсотків фериту із середнім розміром зерен приблизно 5 мікронів, приблизно 10 об'ємних відсотків залишкового аустеніту з по суті рівновісними зернами і середнім розміром зерен приблизно 0,5 мікрона і приблизно 10 об'ємних відсотків свіжого мартенситу із середнім розміром зерен приблизно 5 мікронів. Механічні властивості зразка № 1 зазначені в таблиці 2 нижче.

Приклад 3

Листову холоднокатану сталь зі складом, зазначеним у таблиці 2, зразок № 3, піддавали процесу двохетапного відпалу, як зображено на Фіг. 2. Мікроструктура одержаного в результаті виробу показана на Фіг. 12 і 13. На Фіг. 13 аустеніт показаний світлим кольором, а ферит - темним кольором. Механічні властивості зразка № 3 зазначені в таблиці 2.

Приклад 4

Листову холоднокатану сталь зі складом, зазначеним у таблиці 2, зразок № 4, піддавали процесу двохетапного відпалу, як зображено на Фіг. 3. Мікроструктура одержаного в результаті виробу показана на Фіг. 14. На Фіг. 14 аустеніт показаний світлим кольором, а ферит - темним кольором. Механічні властивості зразка № 4 зазначені в таблиці 2.

Приклад 5

Листову холоднокатану сталь зі складом, зазначеним у таблиці 2, зразок № 5, піддавали процесу двохетапного відпалу, як зображено на Фіг. 1. Механічні властивості зразка № 5 зазначені в таблиці 2.

Приклад 6

Листову холоднокатану сталь зі складом, зазначеним у таблиці 2, зразок № 6, піддавали процесу двохетапного відпалу, як зображено на Фіг. 1. Механічні властивості зразка № 6 зазначені в таблиці 2. На Фіг. 7 показане оптичне зображення, на якому зображена мікроструктура сталі, що показана на Фіг. 2, зразок № 6, який піддавали процесу двохетапного відпалу, показаному на Фіг. 1. На Фіг. 7 темні ділянки мікрофотографії представляють феритові зерна, а світлі ділянки - аустенітні зерна. На Фіг. 8 показана діаграма, на якій відображені аспекти відношення аустенітних зерен, показаних на Фіг. 7. Оптичне зображення, що показане на Фіг. 7, використовували для визначення аспекту відношень аустенітних зерен за рахунок аналізу зображення за допомогою доступного у продажу програмного забезпечення. На Фіг. 7 показано, що середнє аспектне відношення аустенітних зерен становить менше 3:1.

Приклад 7

Листову холоднокатану сталь зі складом, зазначеним у таблиці 2, зразок № 7, піддавали процесу двохетапного відпалу, як зображено на Фіг. 2. Механічні властивості зразка № 7 зазначені в таблиці 2.

5 Приклад 8

Листову холоднокатану сталь зі складом, зазначеним у таблиці 2, зразок № 8, піддавали процесу двохетапного відпалу, як зображено на Фіг. 3. Механічні властивості зразка № 8 зазначені в таблиці 2.

10 Сталі згідно з прикладами 1-8 характеризувалися рівнями UTS в діапазоні від 700 до 1100 МПа.

Порівняльні приклади 1-4

Листові холоднокатані сталі зі складами, зазначеними в таблиці 2, зразки № C1-C4, піддавали процесу двохетапного відпалу, як показано на фіг. 1. Механічні властивості зразків № C1-C4 зазначені в таблиці 2. Сталі згідно з порівняльними прикладам 1-4 характеризувалися

15 рівнями UTS менше 700 МПа.

Порівняльні приклади 5-8

Листові холоднокатані сталі зі складами, зазначеними в таблиці 2, зразки № C5-C8, піддавали процесу двохетапного відпалу, як показано на Фіг. 1. Механічні властивості зразків № C5-C8 зазначені в таблиці 2. Сталі згідно з порівняльними прикладам 5-8 характеризувалися

20 рівнями UTS більше 1100 МПа.

Порівняльні приклади 9-11

Листові холоднокатані сталі зі складами, зазначеними в таблиці 2, зразки № C9-C11, піддавали процесу двохетапного відпалу, що аналогічний процесу, зображеному на Фіг. 1, за винятком того, що температура томління або витримки під час другого відпалу знаходилася за межами переважних діапазонів згідно з даним винаходом. Механічні властивості зразків № C9-C11 зазначені в таблиці 2.

25

Порівняльний приклад 12

Листову холоднокатану сталь зі складом, зазначеним у таблиці 2, зразок № C12, піддавали процесу двохетапного відпалу, що аналогічний процесу, зображеному на фіг. 2, за винятком того, що температура в зоні витримки під час другого відпалу знаходилася за межами переважного діапазону згідно з даним винаходом. Механічні властивості зразка № C12 зазначені в таблиці 2.

30

Таблиця 2

Зразок №	Тип виробу	Процес	C	Mn	Si	Інше	YS (МПа)	UTS (МПа)	TE (%)	UTS*TE	Лямбда
1	CR 780 3-го покоління зі збільшеним відносним подовженням	CAL+CAL	0,22	1,5	1,5		657	831	39,2	32575	44
2	CR 980 3-го покоління	CAL+CAL	0,185	2,2	1,4		630	1030	25	25750	30
3	980 3-го покоління з покриттям, нанесеним зануренням у розплав	CAL+CGL	0,22	2,25	0,45	0,8 Al, 0,02 Ti, 0,02 Nb	576	988	30,2	29838	20
4	980 3-го покоління з покриттям, нанесеним зануренням у розплав	Один процес на новій CGL	0,185	2,2;	1,4		580	998	29,1	29042	
5	CR 980 3-го покоління зі збільшеним відносним подовженням	CAL+CAL	0,35	1,5	1,5		685	099	38,2	38161	25
6	CR 780 3-го покоління	CAL+CAL	0,175	1,8	3,5		630	840	33	27720	45
7	780 3-го покоління з покриттям, нанесеним зануренням у розплав	CAL+CGL	0,2	2,3	0,4	1,0 Al	533	915	32,8	30012	30
8	780 3-го покоління з покриттям, нанесеним зануренням у розплав	Один процес на новій CGL	0,2	2,3	0,4	1,0 Al	589	865	34,4	29756	

Таблиця 2

(продовження)

Зразок №	Тип виробу	Процес	C	Mn	Si	Інше	YS (МПа)	UTS (МПа)	TE (%)	UTS*TE	Лямбда
C1	Сплав 1	CAL+C AL	0,105	1,55	1,2		512	666	32,6	21712	67
C2	Сплав 2	CAL+C AL	0,14	1,5	1,3		556	690	30,2	20838	59
C3	Сплав 3	CAL+C AL	0,17	1,1	1,1		560	686	26,9	18453	53
C4		CAL+C AL	0,13	0,9	0,9		533	618	26,0	16068	81
C5	Сплав 1	CAL+C AL	0,21	2,15	1,5	0,003 В	597	1125	17,2	19350	25
C6	Сплав 2	CAL+C AL	0,2	2,2	1,5	0,2 Мо	585	1148	16,3	18712	13
C7	Сплав 3	CAL+C AL	0,23	2,4	1,5	0,003 В	683	1231	16,2	19942	6,7
C8	Сплав 4	CAL+C AL	0,19	2,64	2,0		635	1359	14,8	20113	3,4
C9	Сплав 1: висока температура томління (849 °C)	CAL+C AL	0,18	2,2	1,34		693	1058	18,2	19256	25
C10	Сплав 2: низька температура витримки (350 °C)	CAL+C AL	0,18	2,2	1,34		602	1035	21,2	21942	30
C11	Сплав 3: висока температура витримки (450 °C)	CAL+C AL	0,18	2,2	1,34		477	1059	19,7	20862	19
C12	Сплав 4: висока температура витримки (471 °C)	CAL+C GL	0,22	2,4	0,4	0,8 Al	465	1012	23,0	23276	16,5

На Фіг. 15 показаний графік загального відносного подовження (TE) і межі міцності на розтяг (UTS) зразків 1-8 згідно з прикладами 1-8, а також зразків C1-C12 згідно з порівняльними прикладами C1-C12. Лінія, відповідна значенню UTS·TE, що становить 25000, приблизно накреслена на фіг. 15. Як видно, зразки листової сталі з високою міцністю, що одержані відповідно до даного винаходу, мають чудові комбінації міцності і відносного подовження в порівнянні з порівняльними зразками, тобто в прикладах згідно з даним винаходом спостерігається високе загальне відносне подовження при високих рівнях UTS. Зразки сталі 1-8 потрапляють в категорію прогресивних сталей підвищеної міцності третього покоління, які особливо переважні для застосування в автомобільній та інших галузях.

Приклад 9

Зразки, що позначені M1-M5 в таблиці 3 нижче, піддавали пробним проходкам з використанням процесу CAL+CAL або CAL+CGL. Для зразків M1, M2 і M5 використовували значення часу і температури процесу CAL+CAL, показаного на Фіг. 1. Для зразків M3 і M4 використовували значення часу і температури процесу CAL+CGL, показаного на Фіг. 2.

Результати пробного проходу

№ пробного проходу	Процес	C	Mn	Si	Інше	Покриття	YS (МПа)	UTS (МПа)	TE (%)	UTS*TE	Лямбда
M1	CAL+C AL	0,22	1,4	1,4		Hi	627	810	38,6	31266	61
M2	CAL+C AL	0,185	2,2	1,4		Hi	624	1009	25	25255	38
M3	CAL+C GL	0,23	2,4	0,4	0,8 Al, 0,02 Ti, 0,02 Nb	HDGI	567	989	26,4	26110	24
M4	CAL+C GL	0,22	2,3	0,4	0,8 Al, 0,02 Ti, 0,02 Nb	HDGI	655	941	30,9	29077	33
M5	CAL+ CAL	0,19	2,25	1,5		Hi	635	1048	25,3	26514	29

На Фіг. 16 показане співвідношення міцності і відносного подовження для матеріалів після пробного проходу, всі з яких відповідають вимозі наявності мінімального значення UTS·TE, що становить 25000. Випробовувані матеріали характеризувалися значеннями лямбда більше 20 %.

Використовувані в даному документі терміни "що включає", "що складається" і т. п., слід розглядати в контексті даної заявки як синонімічні терміну "що містить", і, відповідно, вони є відкритими термінами і не виключають наявності додаткових не описаних, або не перерахованих елементів, матеріалів, фаз або стадій способу. Використовуваний в даному документі термін "що складається з" слід розуміти в контексті даної заявки як такий, що виключає наявність будь-якого не зазначеного елемента, матеріалу, фази або стадії способу. Використовуваний в даному документі термін "що складається по суті з" слід розуміти в контексті даної заявки як такий, що включає зазначені елементи, матеріали, фази або стадії способу, де це може бути застосовано, а також включає будь-які не зазначені елементи, матеріали, фази або стадії способу, які не надають принципового впливу на базові або нові ознаки даного винаходу.

Незважаючи на те, що числові діапазони і параметри, що характеризують даний винахід, є приблизними, числові значення, згадані в конкретних прикладах, представлені з максимально можливою точністю. Однак будь-яке числове значення за своєю природою містить певні помилки, що необов'язково виникають внаслідок стандартного відхилення в їх відповідних випробувальних вимірах.

Крім того, слід розуміти, що будь-який числовий діапазон, представлений в даному документі, включає всі піддіапазони, що входять в нього, наприклад, діапазон "від 1 до 10" включає всі піддіапазони між зазначеними мінімальним значенням 1 і зазначеним максимальним значенням 10 (і включаючи їх), тобто піддіапазони з мінімальним значенням, що дорівнює або більше 1, і максимальним значенням, що дорівнює або менше 10.

В даній заявці використання форм однини передбачає форми множини, а форми множини охоплюють форми однини, якщо з контексту явно не випливає інше. Крім того, в даній заявці використання терміна "або" означає "і/або", якщо з контексту явно не випливає інше, навіть якщо "і/або" може бути в явному вигляді використано в деяких випадках. В даній заявці та формулі винаходу, що додається, форми однини включають форми множини, крім випадків, коли явно і однозначно зазначена однина.

Хоча конкретні варіанти здійснення даного винаходу були описані вище в ілюстративних цілях, фахівцям у даній галузі техніки буде очевидно, що можуть бути передбачені численні варіанти складових даного винаходу без відходу від обсягу охорони даного винаходу.

ФОРМУЛА ВИНАХОДУ

1. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності, що містить від 0,12 до 0,5 мас. % C, від 1 до 3 мас. % Mn і від 0,8 до 3 мас. % комбінації Si і Al, причому виріб з листової сталі

містить щонайменше 50 об'ємних відсотків фериту і від 5 до 25 об'ємних відсотків рівновісних зерен залишкового аустеніту, середнє аспектне відношення яких становить менше 2:1, а міцність на розтяг і загальне відносне подовження UTS·TE становлять понад 25000 МПа%.

2. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 1, в якому Si становить до 2 мас. %, Al становить до 2 мас. %, і виріб з листової сталі додатково містить до 0,05 мас. % Ti і до 0,05 мас. % Nb.

3. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 2, в якому C становить від 0,15 до 0,4 мас. %, Mn становить від 1,3 до 2,5 мас. %, Si становить від 0,2 до 1,8 мас. %, Al становить до 1,5 мас. %, Ti становить до 0,03 мас. %, а Nb становить до 0,03 мас. %.

4. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 2, в якому C становить від 0,17 до 0,35 мас. %, Mn становить від 1,5 до 2,3 мас. %, Si становить від 0,4 до 1,5 мас. %, Al становить до 1 мас. %, Ti становить до 0,02 мас. %, а Nb становить до 0,02 мас. %.

5. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 1, в якому середній розмір зерен залишкового аустеніту становить менше 10 мікронів.

6. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 5, в якому середній розмір зерен залишкового аустеніту становить менше 1 мікрона.

7. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 5, в якому виріб з листової сталі містить менше 15 об'ємних відсотків свіжого мартенситу.

8. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 1, в якому виріб з листової сталі має загальне відносне подовження, що становить щонайменше 27 відсотків.

9. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 1, в якому коефіцієнт роздачі отвору виробу з листової сталі перевищує 20 відсотків.

10. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 1, в якому UTS·TE становить щонайменше 30000 МПа%.

11. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 1, що додатково містить цинкове покриття, нанесене на виріб з листової сталі.

12. Виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 1, в якому середнє аспектне відношення залишкового аустеніту становить менше ніж 1,9:1.

13. Спосіб одержання виробу з листової холоднокатаної сталі високої міцності, що містить від 0,12 до 0,5 мас. % C, від 1 до 3 мас. % марганцю і від 0,8 до 3 мас. % комбінації Si і Al, причому спосіб передбачає:

виконання першого етапу відпалу виробу з листової сталі для досягнення головним чином мартенситної мікроструктури; і

виконання другого етапу відпалу виробу з листової сталі, що передбачає томління листового виробу в міжкритичному інтервалі при температурі від 720 до 850 °C з подальшою витримкою листового виробу при температурі від 360 до 440 °C,

в якому виріб з листової сталі містить щонайменше 50 об'ємних відсотків фериту і від 5 до 25 об'ємних відсотків рівновісних зерен залишкового аустеніту, середнє аспектне відношення яких становить менше 2:1, а міцність на розтяг і загальне відносне подовження UTS·TE становлять понад 25000 МПа%.

14. Спосіб за п. 13, в якому перший етап відпалу виконують при температурі вище 820 °C.

15. Спосіб за п. 13, в якому перший етап відпалу виконують при температурі від 830 до 940 °C.

16. Спосіб за п. 13, в якому томління згідно з другим етапом виконують при температурі від 720 до 850 °C, а витримку згідно з другим етапом виконують при температурі від 370 до 430 °C.

17. Спосіб за п. 13, в якому між першим етапом і другим етапом виріб з листової сталі охолоджують до температури нижче 300 °C.

18. Спосіб за п. 13, в якому між томлінням згідно з другим етапом і витримкою згідно з другим етапом виріб з листової сталі утримують при температурі вище 300 °C.

19. Спосіб за п. 13, в якому перший етап відпалу виконують на безперервній лінії відпалу і другий етап виконують на безперервній лінії відпалу.

20. Спосіб за п. 19, в якому для виконання як першого етапу відпалу, так і другого етапу відпалу використовують одну і ту саму безперервну лінію відпалу.

21. Спосіб за п. 19, в якому для виконання першого етапу відпалу і другого етапу відпалу використовують різні безперервні лінії відпалу.

22. Спосіб за п. 13, в якому перший етап відпалу виконують на безперервній лінії відпалу, а другий етап виконують на безперервній лінії цинкування.

23. Спосіб за п. 13, що додатково передбачає нанесення покриття на виріб з листової сталі цинкового покриття електrolітичним способом.

24. Спосіб за п. 13, в якому Si становить до 2 мас. %, Al становить до 2 мас. %, і виріб з листової сталі додатково містить до 0,05 мас. % Ti і до 0,05 мас. % Nb.

25. Спосіб за п. 24, в якому С становить від 0,15 до 0,4 мас. %, Mn становить від 1,3 до 2,5 мас. %, Si становить від 0,2 до 1,8 мас. %, Al становить до 1,5 мас. %, Ti становить до 0,03 мас. %, а Nb становить до 0,03 мас. %.

5 26. Спосіб за п. 24, в якому виріб з листової холоднокатаної сталі високої міцності за п. 2, в якому С становить від 0,17 до 0,35 мас. %, Mn становить від 1,5 до 2,3 мас. %, Si становить від 0,4 до 1,5 мас. %, Al становить до 1 мас. %, Ti становить до 0,02 мас. % і Nb становить до 0,02 мас. %.

27. Спосіб за п. 13, в якому середній розмір зерен залишкового аустеніту становить менше 10 мікронів.

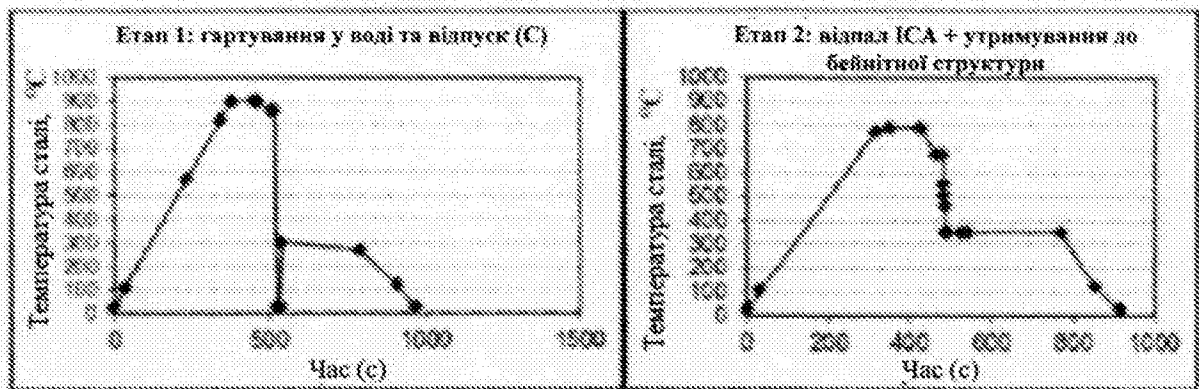
10 28. Спосіб за п. 27, в якому середній розмір зерен залишкового аустеніту становить менше 1 мікрона.

29. Спосіб за п. 13, в якому виріб з листової сталі містить менше 15 об'ємних відсотків свіжого мартенситу.

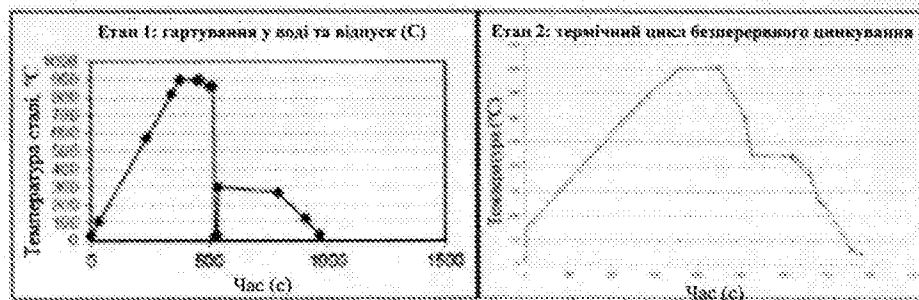
15 30. Спосіб за п. 13, в якому межа міцності на розтяг виробу з листової сталі становить від 720 до 1100 МПа, а загальне відносне подовження становить щонайменше 20 відсотків.

31. Спосіб за п. 13, в якому коефіцієнт роздачі отвору виробу з листової сталі перевищує 20 відсотків.

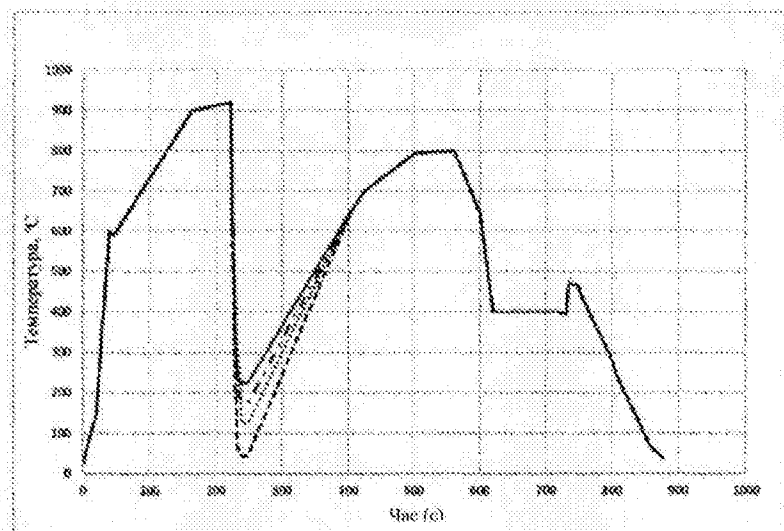
32. Спосіб за п. 13, що додатково передбачає нанесення цинкового покриття на виріб з листової сталі.



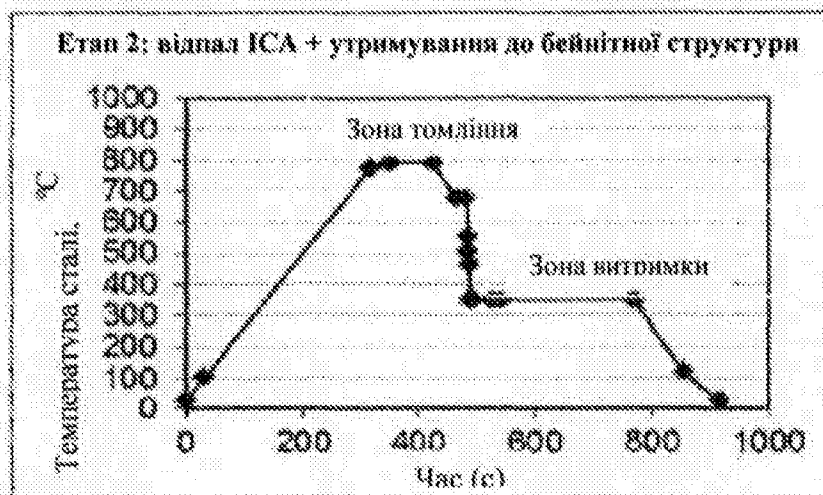
Фіг. 1



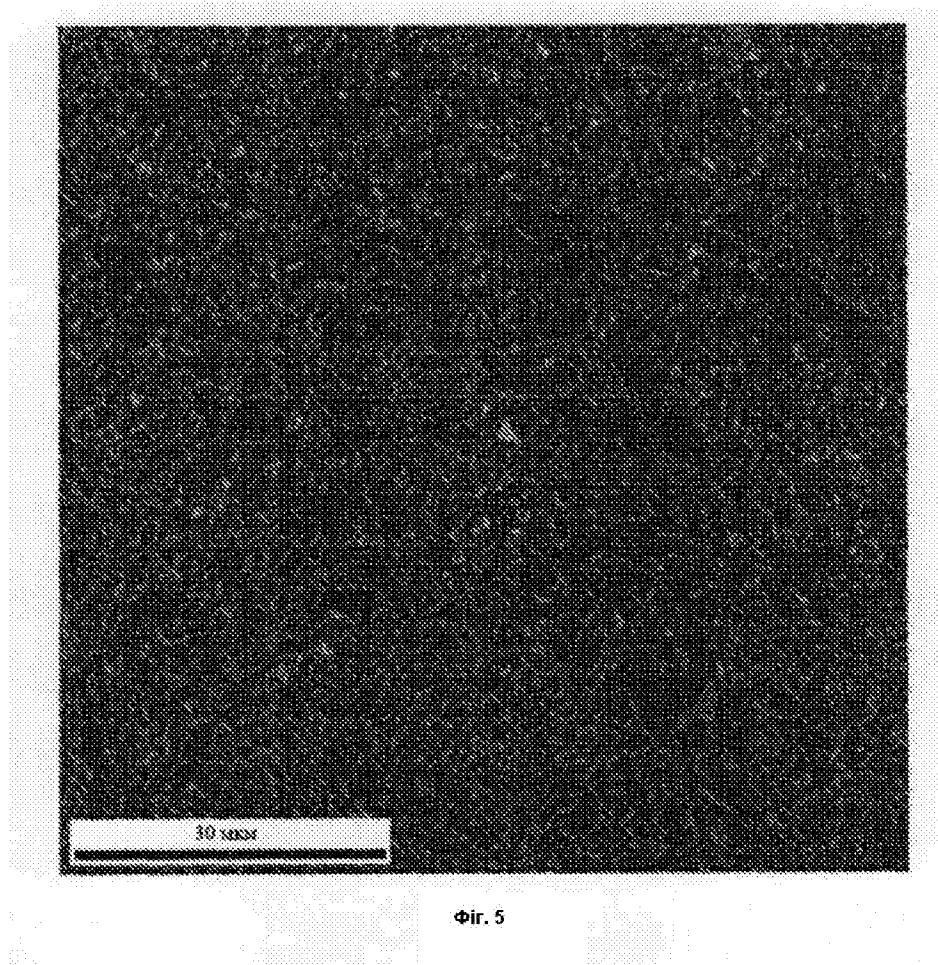
Фіг. 2



Фіг. 3



Фіг. 4



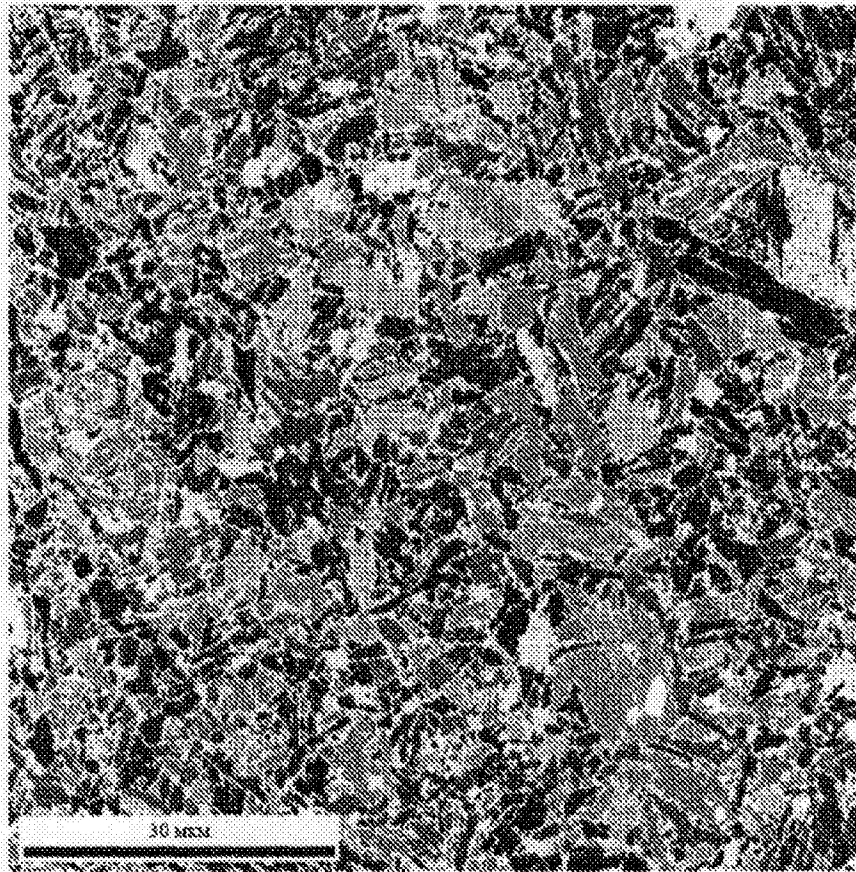


Fig. 6

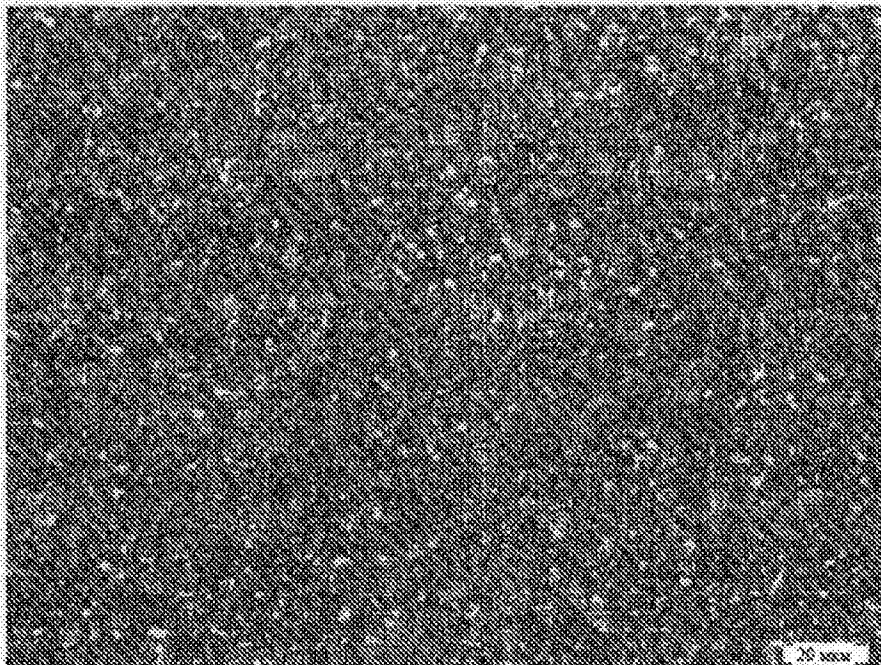
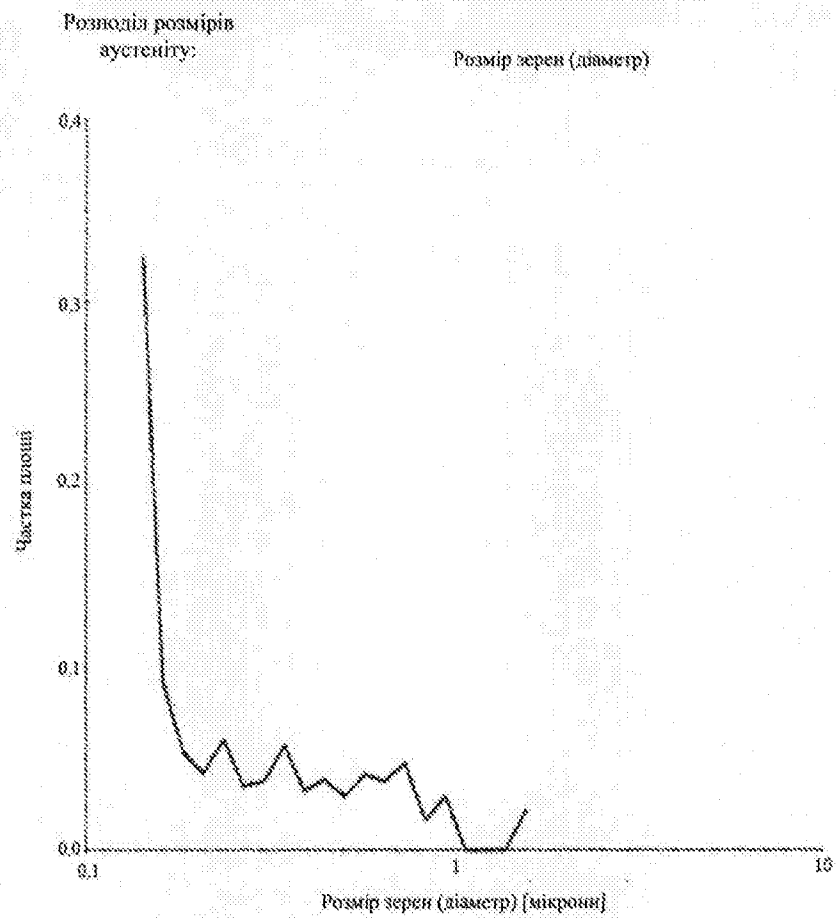


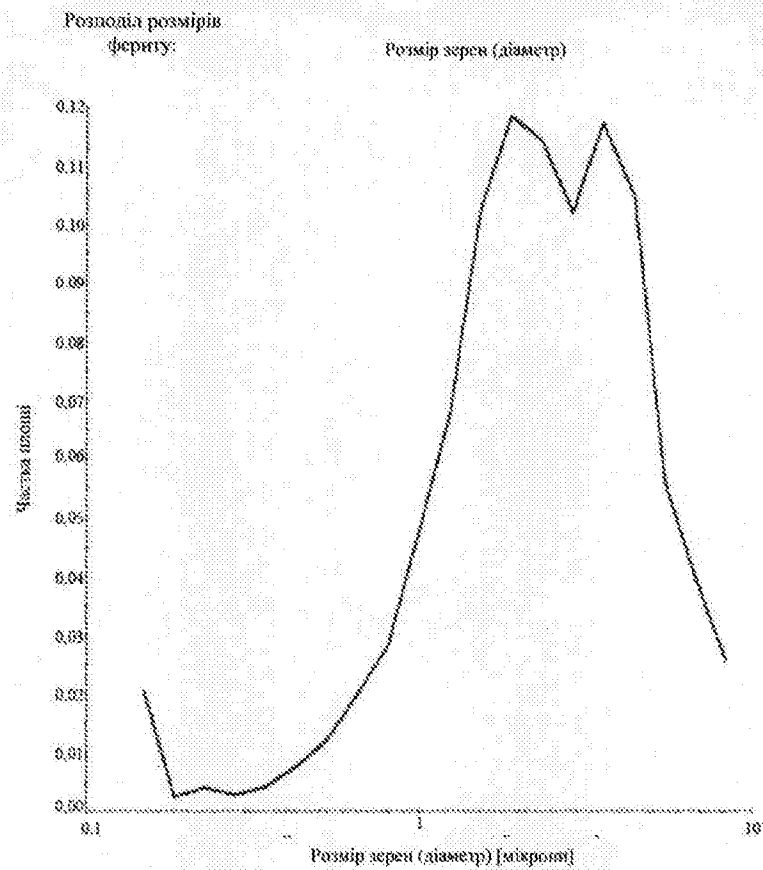
Fig. 7



Фіг. 8



Фіг. 9



Фиг. 10

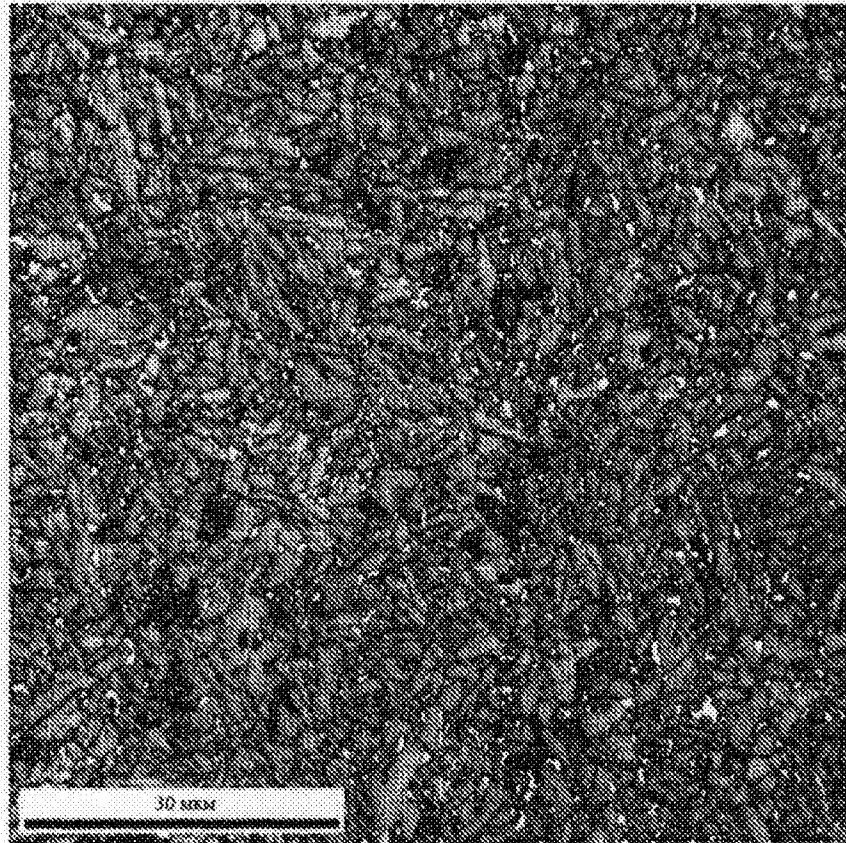


Fig. 11

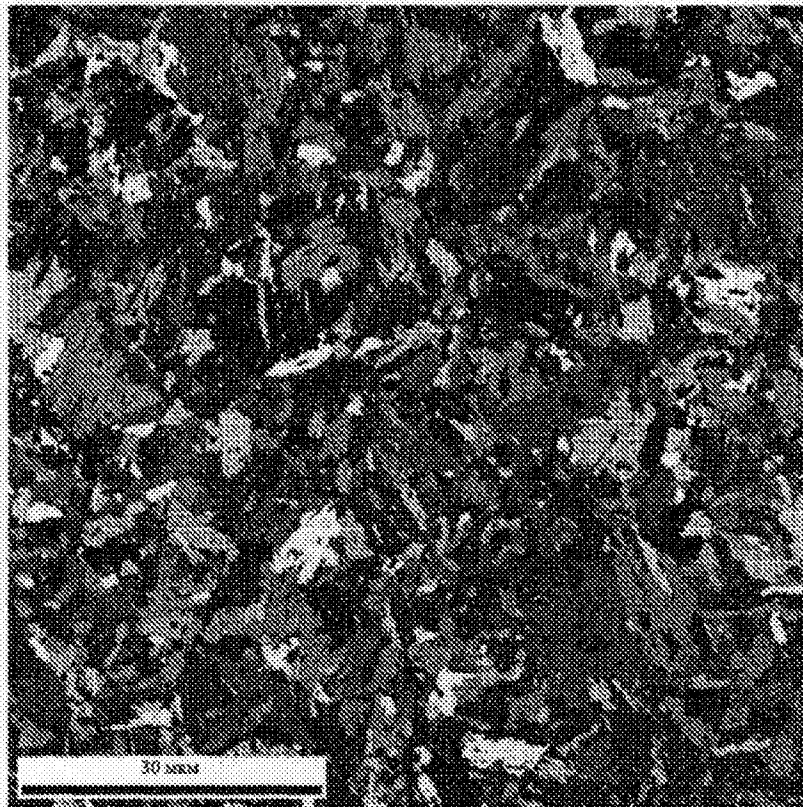


Fig. 12

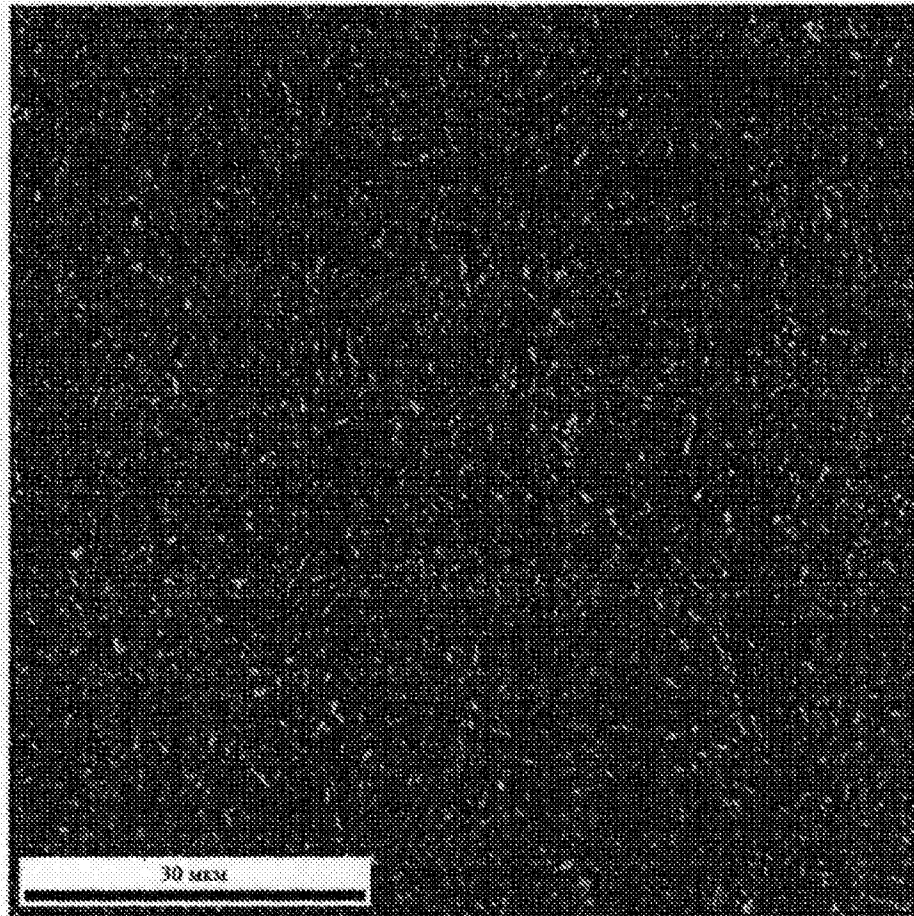
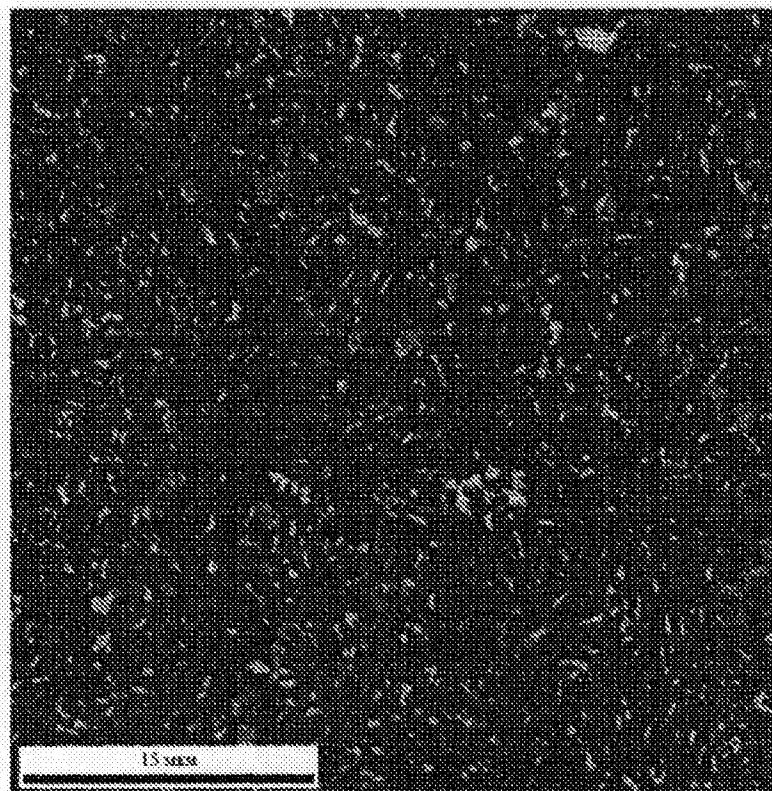
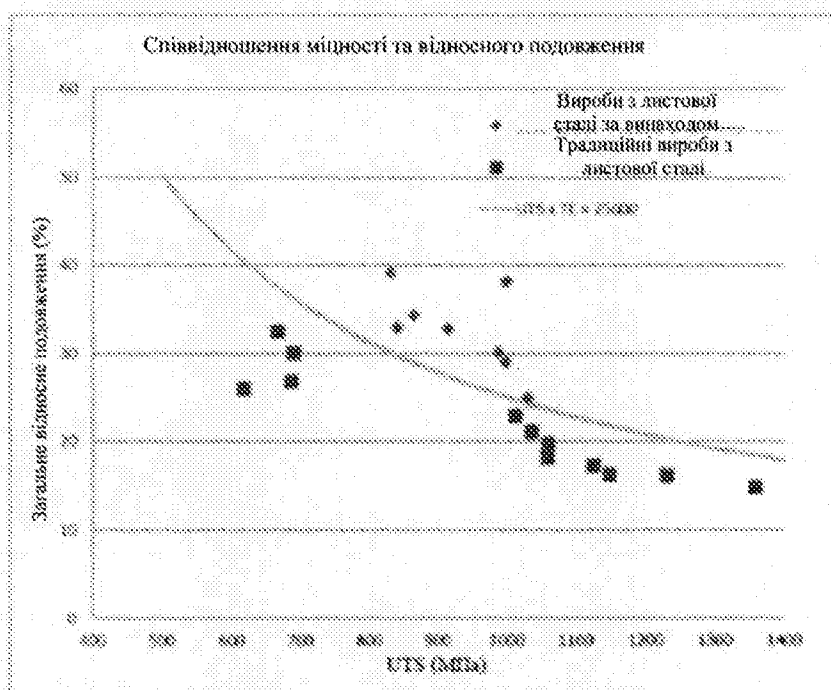


Fig. 13



Фіг. 14



Фіг. 15

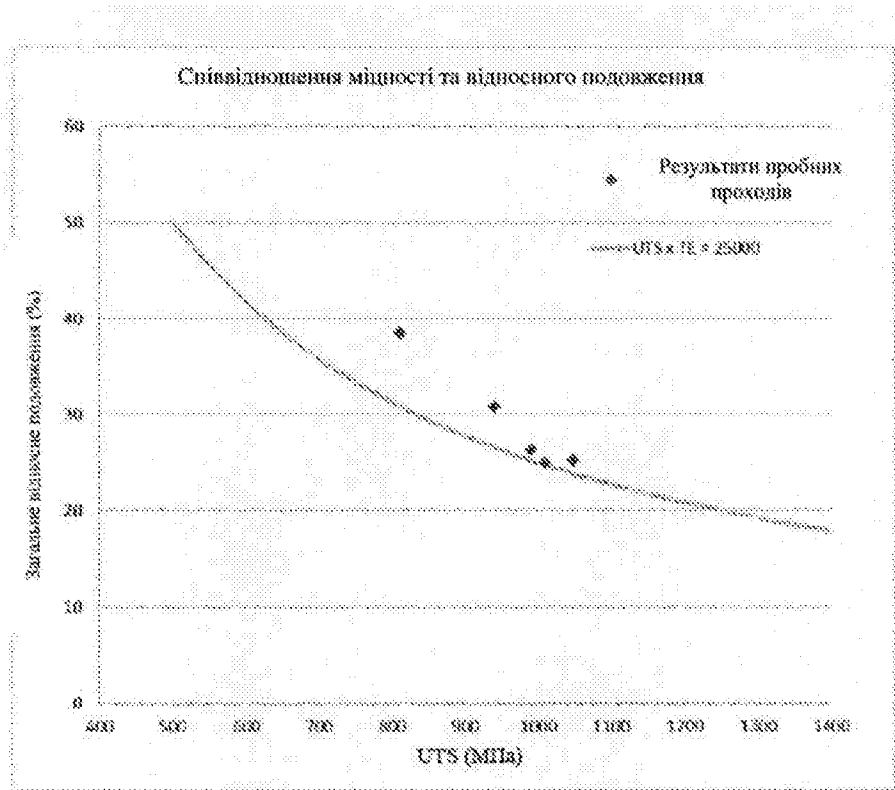


Fig. 16