

Даний винахід стосується легованих сталей і, зокрема, високоміцних, в'язких, корозійностійких і холодноформованих сталей, а також способу обробки легованих сталей для утворення мікроструктур, що надають сталі особливі фізичні і хімічні властивості.

Високоміцні, в'язкі, корозійностійкі і холодноформовні сталі, мікроструктура яких складається із мартенситної й аустенітної фаз, розкриті в таких патентах США (всі ці патенти переуступлені компанії The Regents of the University of California), включених тут в усій їхній повноті шляхом посилання:

4,170,497 (автори: Gareth Thomas, Bangaru V.N. Rao), виданому 9 жовтня 1979р. по заявці від 24 серпня 1977р.;

4,170,499 (автори: Gareth Thomas, Bangaru V.N. Rao), виданому 9 жовтня 1979р. по заявці від 14 вересня 1978р., як такої, що є частковим продовженням вищезазначеної заявки від 24 серпня 1977р.;

4,619,714 (автори: Gareth Thomas, Jae-Hwan Ahn, Nack-Joon Kim), виданому 28 жовтня 1986р. по заявці від 29 листопада 1984р., що є частковим продовженням заявки від 6 серпня 1984р.

4,671,827 (автори: Gareth Thomas, Nack-Joon Kim, Ramamoorthy Ramesh), виданому 9 червня 1987р. по заявці від 11 жовтня 1985р.

Мікроструктура відіграє ключову роль у визначенні властивостей певної легованої сталі, і, таким чином, міцність і ударна в'язкість сталі залежать не тільки від використовуваних легувальних елементів і їх кількостей, але також від наявних в мікроструктурі кристалічних фаз і їх розподілу. Від сталей, призначених для застосування в певних навколишніх середовищах, можуть потребуватися підвищені міцність і ударна в'язкість, а в загальному випадку - певні комбінації властивостей, які часто суперечать одна одній, оскільки легувальні елементи, що поліпшують одну властивість, можуть погіршувати іншу.

Сплави, розкриті у вище перелічених патентах, є легованими вуглецевими сталлями, мікроструктура яких складається із пластин мартенситу, що чергуються з тонкими плівками аустеніту, і містить дисперговані в ній дрібні зерна карбідів, що утворилися в процесі самовідпускання. Структура, в котрій пластини однієї фази розділені тонкими плівками іншої фази, зветься «зміщеною пластинчастою» структурою і утворюється нагрівом сплаву в аустенітній зоні з наступним охолодженням його до температури нижче температури фазового переходу в зоні перетворення аустеніту на мартенсит і супроводженням цього процесу вальцюванням з метою надання продукту бажаної форми і поліпшення упорядкування пластин і тонких плівок, що між собою чергуються. Така мікроструктура є кращою ніж альтернативна здвоєна мартенситна структура, оскільки пластинчаста структура має більшу ударну в'язкість. Вище перелічені патенти розкривають також те, що надлишок вуглецю на ділянках пластин виділяється в процесі охолодження з утворенням цементиту (карбіду заліза Fe_3C) -явище, відоме під назвою «самовідпускання». Такі карбіди - продукти самовідпускання, як вважається, сприяють поліпшенню ударної в'язкості сталі.

Зміщена пластинчаста структура надає сталі високої міцності, тобто в'язкості і пластичності - властивості, необхідні для забезпечення опору поширюванню тріщин і достатньої здатності до формування для того, щоб із цієї сталі можна було з успіхом виробляти деталі механізмів. Регулювання мартенситної фази так, щоб отримувати зміщену пластинчасту, а не здвоєну структуру, є одним з найефективніших засобів на шляху досягнення потрібних рівнів міцності та в'язкості, у той час як тонкі плівки збереженого аустеніту надають матеріалу пластичності і формовості. Для того, щоб одержати таку зміщену пластинчасту мікроструктуру, а не менш ефективну здвоєну структуру, потребується дуже ретельний вибір складу сплаву, оскільки від складу сплаву залежить температура M_s початку мартенситного перетворення - тобто температура при котрій починає утворюватися мартенситна фаза. Температура мартенситного перетворення є одним з тих чинників, що визначають те, яка структура буде утворюватися під час фазового переходу — здвоєна або зміщена пластинчаста.

У багатьох випадках практичного застосування здатність виробу протистояти корозії є дуже важливою вимогою до його компонента, виконаного зі сталі. Зокрема, це стосується армованого сталлю бетону, зважаючи на пористість бетону, а також сталі, яка взагалі використовується в умовах зволоженого навколишнього середовища. У довічних пошуках ефективного захисту від корозії не припиняється і докладання зусиль щодо розробки легованих сталей поліпшеної корозійної стійкості. В русло цієї задачі спрямований і даний винахід, метою якого є створення сталі високої міцності і в'язкості, а також високої корозійної стійкості.

Було виявлено, що корозія в зміщеній пластинчастій структурі може бути зменшена шляхом позбавлення цієї структури таких виділень, як карбіди, нітриди і карбонітриди, включаючи ті, що утворюються внаслідок самовідпускання, а також включаючи такі продукти перетворення, як бейміт і перліт, що містять карбіди, нітриди або карбонітриди різноманітних морфологій, залежно від складу сталі, швидкості охолодження та інших параметрів процесу легування. Було знайдено, що поверхні поділу між дрібними кристалами цих виділень і мартенситною фазою, в котрій ці виділення дисперговані, стимулюють процес корозії, діючи як гальванічні елементи, і що точкова корозія сталі починається саме на цих поверхнях. Відповідно до цього даний винахід частково полягає у створенні легованої сталі зі зміщеною пластинчастою мікроструктурою, що не містить карбідів, нітридів і карбонітридів, а також у створенні способу виготовлення легованої сталі з такою мікроструктурою. Винахід полягає також у виявленні того факту, що мікроструктура цього типу може бути отримана шляхом обмеження вибору легувальних елементів і їх кількостей таким чином, щоб температура M_s початку мартенситного перетворення була $350^{\circ}C$ або вище. Винахід полягає також у виявленні того факту, що поряд з можливістю уникнення самовідпускання та інших механізмів утворення в зміщеній пластинчастій структурі виділень карбідів, нітридів і карбонітридів, застосовуючи швидке охолодження, певні склади сталей дозволяють отримувати зміщену пластинчасту структуру, що не містить продуктів самовідпускання і виділень навіть при звичайному охолодженні на повітрі. Ці та інші цілі, особливості і переваги даного винаходу розглядаються докладніше у поданому нижче його описі.

Фіг.1. Кінетична діаграма фазового переходу, що ілюструє способи й умови обробки сталей за даним винаходом.

Фіг.2. Схематичне зображення мікроструктури легованої сталі за даним винаходом.

Фіг.3. Графіки залежності напруги від деформації для чотирьох сталей за даним винаходом.

Явище самовідпускання складу сплаву виникає, коли фаза, що знаходиться у напруженому стані внаслідок перенасичення тим чи іншим легувальним елементом, звільнюється від свого напруженого стану через виділення надлишкової кількості цього легувального елемента у формі сполуки з іншим елементом, що входить до складу сплаву, таким чином, що утворювана сполука збирається на окремих ділянках, диспергованих по всій цій фазі, у той час як решта фази повертається до насиченого стану. Отже самовідпускання спричиняє виділення надлишку вуглецю у формі карбиду заліза (Fe_3C). Якщо в якості легувального елемента використовується хром, то деяка частина надлишкового вуглецю може виділятися у формі карбиду хрому (II) (Cr_3C_2). Так само можуть виділятися аналогічні карбіди інших легувальних елементів. Самовідпускання приводить також до виділення надлишкового азоту у формі нітридів або карбонітридів. Усі ці виділення звуться тут загальним терміном «продукти самовідпускання». Отже саме ним, а також іншим продуктам перетворення, які включають виділення, дозволяє запобігти даний винахід з метою зменшення схильності сплаву до корозії.

Уникнення утворення продуктів самовідпускання та карбідів, нітридів і карбонітридів, у загальному випадку, згідно з даним винаходом досягається шляхом відповідного вибору складу сталі і швидкості охолодження в зоні мартенситного переходу. Фазовий перехід, який відбувається при охолодженні сталі з аустенітної фази, керується швидкістю охолодження на всіх його стадіях, а переходи звичайно відображаються кінетичними діаграмами фазових переходів, по вертикальній осі яких відкладена температура, а по горизонтальній - час, показуючи різні фази на різних ділянках цих діаграм, а лінії між цими ділянками відображають умови, за яких відбуваються переходи від однієї фази до іншої. Місця проходження межових ліній на фазовій діаграмі, а отже і ділянки, визначені межовими лініями, змінюються залежно від складу сплаву.

У якості прикладу одна з таких фазових діаграм показана на Фіг. 1. Зона мартенситного переходу тут визначається площею під горизонтальною лінією 11, яка являє собою температуру M_s початку мартенситного перетворення, і ділянкою 12 над цією лінією, де превалює аустенітна фаза. С-подібна крива 13 на ділянці 12 над лінією M_s розділяє аустенітну ділянку на дві підділянки. Підділянка 14 ліворуч від С-подібної кривої являє собою зону, де сталь залишається цілком в аустенітній фазі, а підділянка 15 праворуч від С-подібної кривої являє собою зону, де в аустенітній фазі утворюються продукти самовідпускання та інші продукти перетворення, що містять карбіди, нітриди або карбонітриди з різними морфологіями такими, як бейніт і перліт. Положення лінії M_s і положення та кривизна С-подібної кривої змінюються залежно від вибору легувальних елементів і їхніх кількостей.

Таким чином, уникнення утворення продуктів самовідпускання досягається шляхом вибору такого режиму охолодження, який не пересікається з підділянкою 15 продуктів самовідпускання (площі, що охоплюється С-подібною кривою) і не проходить крізь неї. Якщо, наприклад, використовується постійна швидкість охолодження, то режим охолодження буде відображатися на фазовій діаграмі прямою лінією, яка в нульовий момент часу цілком проходить в аустенітній зоні 14 і має постійну (негативну) похилість. Верхня межа швидкості охолодження, яка уникає підділянки 15 продуктів самовідпускання, показана на даній діаграмі лінією 16, дотичною до С-подібної кривої. Для уникнення утворення продуктів самовідпускання або, у загальному випадку, карбідів, швидкість охолодження повинна бути такою, як показано лінією ліворуч від межевої лінії 16 (тобто лінією, що починається в тій самій нульовій точці часу, але має більшу похилість).

Отже, залежно від складу сталі, швидкість охолодження, достатньо велика для задоволення цієї вимози, може потребувати застосування водяного охолодження, або досягатися шляхом повітряного охолодження. У загальному випадку, якщо рівні тих чи інших легувальних елементів в складі сталі, яка охолоджується повітрям і при цьому має достатньо високу швидкість охолодження, знижуються, то необхідно підвищувати рівні інших легувальних елементів для підтримання здатності цієї сталі до повітряного охолодження. Наприклад, зниження кількостей одного чи більше таких легувальних елементів, як вуглець, хром і кремній, може компенсуватися підвищенням рівня такого елемента, як марганець.

Наприклад, сталі, що містять (i) приблизно від 0,05% (мас.) до 0,1% (мас.) вуглецю, (ii) кремній або хром у кількості принаймні 2% (мас.) та (iii) марганець у кількості принаймні 0,5% (мас.) (решту складає залізо), краще охолоджувати шляхом гартування у воді. У якості прикладів сталей з такими складами можна навести (A) сталь, в котрій легувальними елементами є кремній 2% (мас), марганець 0,5% (мас.) і вуглець 0,1% (мас), і (B) сталь, в котрій легувальними елементами є хром 2%, марганець 0,5% (мас) і вуглець 0,05% (мас.) (решта - залізо). У якості прикладів складів сталей, які можна охолоджувати на повітрі, уникаючи при цьому утворення продуктів самовідпускання, можна назвати такі, що в якості легувальних елементів включають у себе вуглець у кількості приблизно від 0,03 до 0,05% (мас), хром у кількості приблизно від 8 до 12% (мас.) і марганець у кількості приблизно від 0,2 до 0,5% (мас.) (решта - залізо). У якості прикладів конкретних складів таких сталей можна назвати склад (A), що включає у себе вуглець 0,05% (мас), хром 8% (мас), марганець 0,5% (мас), і склад (B), що включає у себе вуглець 0,03% (мас), хром 12% (мас), марганець 0,2% (мас). Слід підкреслити, що ці приклади наведені тут лише з метою ілюстрації даного винаходу і жодною мірою не обмежують інших різноманітних варіантів складів сталей, які можуть бути очевидними для фахівців, обізнаних з технологією легування сталей і їхніми кінетичними діаграмами фазових перетворень.

Як зазначено вище, уникнути здвоєння в процесі фазового переходу можна, якщо застосовувати склад сталі, температура M_s початку мартенситного перетворення якого становить 350°C і вище. Кращими шляхами досягнення такого результату є використання складу сталі, що включає у себе в якості легувального елемента вуглець у кількості приблизно від 0,01 до 0,35% (мас), краще, якщо приблизно від 0,05 до 0,20% (мас.) або 0,02 до 0,15% (мас). У якості інших легувальних елементів в ці складі можуть входити також хром, кремній, марганець, нікель, молібден, кобальт, алюміній і азот як поодиночі, так і в комбінаціях між собою. Хром є особливо прийнятним завдяки його ефекту пасивації, що надає сталі корозійної стійкості. Вміст хрому в сталі може варіювати в широких межах, але у більшості випадків він визначається діапазоном приблизно від 1% (мас.) до 13% (мас). Кращий діапазон вмісту хрому визначається межами приблизно від 6% (мас.) до 12% (мас), а ще кращий - приблизно від 8% (мас.) до 10% (мас). Кількість кремнію, якщо він використовується, також може варіювати і складати максимум приблизно

2% (мас), краще, якщо приблизно від 0,5% (мас.) до 2% (мас).

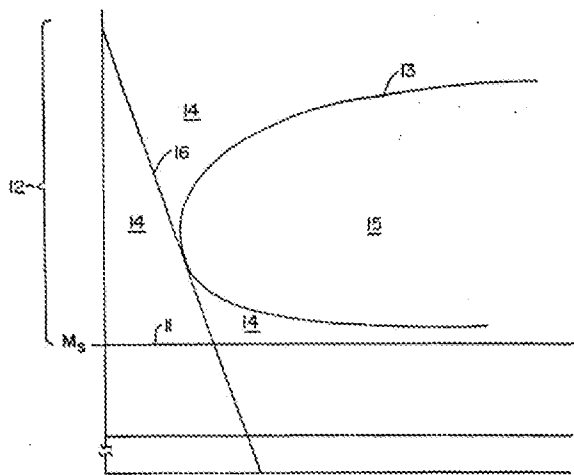
При практичному здійсненні винаходу для нагрівання сталі до аустенітної фази, охолодження сталі з аустенітної фази через зону мартенситного переходу і вальцювання сталі в одну чи більше стадій можуть використовуватися способи й умови обробки, зазначені у вищенаведених чотирьох патентах США (Thomas et al.), включаючи сучасну практику виробництва сортопрокату. Згідно з цими способами нагрів сталі до аустенітної фази здійснюють при температурі приблизно до 1150°C, краще, якщо при температурі в діапазоні приблизно від 900°C до 1150°C. Нагрітий сплав витримують при температурі аустенізації протягом часу, достатнього для практично повної орієнтації елементів у кристалічній структурі аустенітної фази. У процесі аустенізації й охолодження сталь піддають регульованому вальцюванню в одну і більше стадій для деформації кристалічних зерен і збереження в зернах енергії деформації, що потрібно для надання утворюваній мартенситній фазі зміщеної пластинчастої структури, що складається із пластин мартенситу, розділених тонкими плівками збереженого аустеніту. Вальцювання при температурі аустенізації сприяє утворенню гомогенної аустенітної кристалічної фази через дифузію легувальних елементів. У загальному випадку це досягається шляхом вальцювання до виділень 10% і більше, краще, якщо до виділень в межах приблизно від 30% до 60%.

Може застосовуватися часткове охолодження з наступним вальцюванням, що приводить зерна і кристалічну структуру до зміщеного пластинчастого упорядкування, після чого застосовують завершальне охолодження у такий спосіб, щоб швидкість охолодження дозволяла уникати зон, в яких утворюються продукти самовідпускання або фазового перетворення, як описан вище. Товщина зміщених пластин мартенситу і аустенітних плівок залежить від складу сталі і умов обробки, і для цілей даного винаходу не є критичною. Проте у більшості випадків плівки збереженого аустеніту складають приблизно від 0,5% до 15% об'єму мікроструктури, у кращих варіантах - приблизно від 3% до 10%, а ще краще, якщо максимум приблизно 5% об'єму мікроструктури. На Фіг.2 схематично зображена зміщена пластинчаста структура сталі, що складається із практично паралельних пластин 21 зерен кристалів мартенситної фази, розділених тонкими плівками 22 збереженої аустенітної фази. Слід зауважити, що в цій структурі відсутні карбіди і взагалі виділення (включаючи нітриди і карбонітриди), які з'являлися у структурах відомого рівня техніки як додаткові голкуваті структури значно меншого розміру порівняно з цими двома фазами розмірів, дисперговані у зміщених мартенситних пластинах. Відсутність цих виділень робить суттєвий внесок у корозійну стійкість сталі. Бажану мікроструктуру отримують також шляхом відливання таких сталей і охолодження зі швидкістю, достатньо високою, щоб утворилася мікроструктура, зображена на Фіг.2.

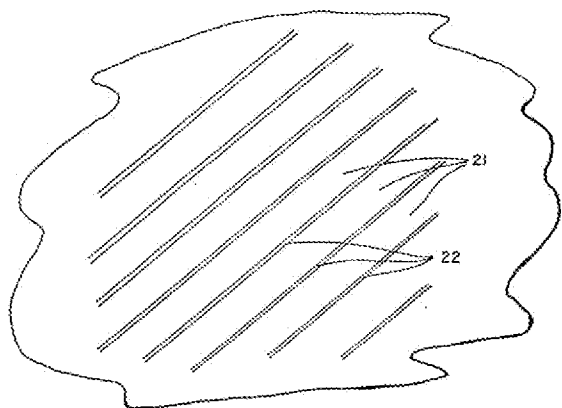
На Фіг.3 поданий графік залежності напруги від деформації у мікроструктурах чотирьох сталей за даним винаходом зі зміщеними пластинчастими структурами, що не містять продуктів самовідпускання. Склади цих сталей включають у себе 0,05% (мас.) вуглецю і різні кількості хрому, у тому числі 2% (мас.) хрому (квадрати), 4% (мас.) хрому (трикутники), 6% (мас.) хрому (кружки) і 8% (мас.) хрому (гладка крива). Площа під кожною кривою залежності напруги від деформації є мірою ударної в'язкості сталі. Звідси можна бачити, що збільшення вмісту хрому дає збільшення цієї площі, а отже і ударної в'язкості, і що всі чотири рівні хрому дають значні величини площі під цими кривими, що відповідає високим значенням ударної в'язкості цих сталей.

Леговані сталі за даним винаходом є особливо ефективними при застосуванні їх у виробках, що потребують високих границь розтягової міцності і виготовляються із залученням операцій холодного формування, оскільки мікроструктура цих сталей є особливо підходящою для холодного формування. Такими виробами можуть бути, наприклад, листовий метал для автомобілів, дріт або прутки для радіально армованих автомобільних шин, тощо.

Усе вищевикладене має, у першу чергу, ілюстративне призначення і не виключає інших різноманітних модифікацій і варіантів складу сталей, а також способів і умов обробки, що дозволяють втілювати на практиці базову і нову концепцію даного винаходу. Усі ці варіації є очевидними для фахівців у даній галузі і охоплюються об'ємом винаходу.

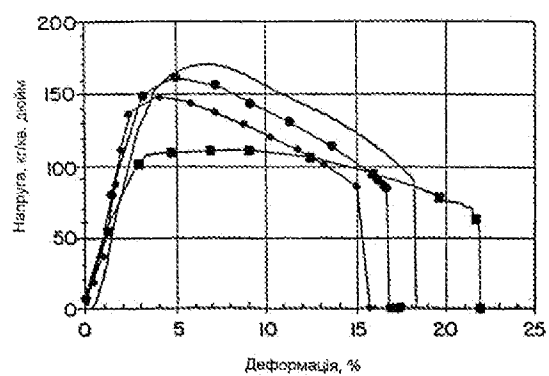


Фіг. 1



Фиг. 2

- 2% Cr
- ◆— 4% Cr
- 6% Cr
- 8% Cr



Фиг. 3