

УДК: 669.15–621.72

Ричагов В.В. аспірант

Дніпропетровський національний університет ім. Олеса Гончара

СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ТА ЗМІЦНЕННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Мікролегування ніобієм і ванадієм або термомеханічна контрольована обробка (ТМКО) забезпечують одночасне підвищення міцності, пластичності та в'язкості конструкційної сталі порівняно з традиційною термічною обробкою. Однак найбільш високі значення цих властивостей отримують при їх суміщенні. Створені у процесі деформації умови забезпечують значне подрібнення зерен аустеніту та формування дислокаційної субструктури, яка успадковується мартенситом або бейнітом під час подальшого перетворення.

Ключові слова: мікролегування, термомеханічна контрольована обробка, зміцнення, в'язкість, аустеніт, голчастий ферит, бейніт

Микролегирувание ниобием и ванадием или термомеханическая контролируемая обработка (ТМКО) обеспечивают одновременное повышение прочности, пластичности и вязкости конструкционной стали по сравнению с традиционной термической обработкой. Однако наиболее высокие значения этих свойств получают при их совмещении. Созданные в процессе деформации условия обеспечивают измельчение зерен аустенита и формирование дислокационной субструктуры, наследуемой мартенситом или бейнитом при последующем превращении.

Ключевые слова: термомеханическая контролируемая обработка, микролегирувание, упрочнение, вязкость, аустенит, игольчатый феррит, бейнит

It is possible to increase the strength, ductility and stickiness of conventionally heat treated low alloy structural steel by addition of niobium and vanadium or by thermomechanical controlled treatment (TMCT), but the highest improvement is achieved through the combination of both. Proper conditioning of the austenite by deformation either refines the austenitic grains or generates a dislocation substructure that is inherited to the martensite or bainite structure.

Keywords: microalloying, thermomechanical controlled treatment, strengthening, stickiness, austenite, acicular ferrite, bainite

Забезпечення надійної роботи відповідальних конструкцій, які працюють в складних кліматичних умовах, визначається правильним вибором сталі під час проектування, її якістю та властивостями [1-5]. Показниками якості конструкційних сталей є: рівень міцності, пластичності, ударної в'язкості, в тому числі і низькотемпературної, положення порогу холодостійкості, в'язкість руйнування, зварюваність, яка визначається рівнем вуглецевого еквіваленту, та властивості в z-напрямку [1-2, 5].

Зміна однієї з перерахованих властивостей, наприклад, легуванням змінює інші показники. Так, підвищення міцності при збільшенні вмісту вуглецю призводить до одночасного зменшення пластичності, в'язкості та погіршення зварюваності [6-7]. Зменшення вуглецевого еквіваленту з метою поліпшення зварюваності призводить до зниження міцності [1]. Тому доцільно поєднувати легування, мікролегування цих сталей з ефективними технологіями їх виробництва [8-11]. Аналіз літературних джерел показав, що ефективним і якісним матеріалом для даних типів конструкцій є низьковуглецеві мікролеговані ніобієм, ванадієм, титаном та молібденом сталі з вмістом вуглецю менше 0,1% [12-14].

Відомо, що властивості сталі визначаються типом структури, розміром структурних елементів, які отримані в залежності від її складу і технології виробництва [12-19].

Основними типами структур, придатних для отримання високого рівня властивостей у низьколегованих сталях, вважають феритно-перлітну, бейнітну, відпущеного мартенситу, а також - структуру голчастого фериту [18-22]. Однак формування в сталях феритно-перлітної структури не дозволяє отримати властивості міцності вище класів С360-С440. Тому необхідно сформувати оптимальний тип дисперсної структури, реалізуючи різні механізми зміцнення в процесі термічної або ТМО, з метою одночасного підвищення міцності, в'язкості, холодостійкості із збереженням пластичності цих сталей [19-22].

Високоміцні мікролеговані сталі лише відносно є «високоміцними», якщо порівнювати їх з звичайними м'якими сталями [1,5]. В даному випадку межа плинності у 390-690 МПа вважається досить високою і задовольняє вимогам відповідних ДБН та ДСТУ. Обмеження зростання міцності цих сталей пов'язано з тим, що інші їх властивості, такі як в'язкість руйнування, холодостійкість, зварюваність, вартість та загальна їх надійність, також повинні бути збалансовані [1, 5, 11-13, 19].

Метою даного дослідження є вивчення сучасних досягнень в галузі мікролегування та технологій виробництва конструкційних сталей, а також - подальший розвиток уявлень і принципів створення сталевих матеріалів зі змішаним типом структур, диспергованих різними зміцнюючими фазами, у тому числі, на субмікро- та нанорівнях, з високим рівнем експлуатаційних властивостей.

Ефективні системи легування та мікролегування сучасних конструкційних сталей. Аналіз літературних джерел показує, що в процесі розробки складу конструкційних сталей враховують три фактори: оптимальний вміст основних легуючих елементів (С, Мп, Сu, Ні, Сг, Мо) [1-2, 4-7], ефективно використання мікролегуючих елементів (Nb, V, Ті, Al) [1-5, 19-26] та максимально можливе зниження або контроль шкідливих домішок (S, P, H₂, O₂, N₂ та ін.) [1-7]. Кількість вуглецю обмежують до мінімуму з метою поліпшення зварюваності, пластичності і в'язкості, а низькі значення температури $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення (A_{r3}) отримують за рахунок спільного введення Мп, Ні та Сг, які й визначають значення A_{r3}. Зниження A_{r3} розширює інтервал робочих температур, в яких рекристалізація аустеніту відсутня. В результаті цього утворюється велика кількість нерекристалізованих зерен аустеніту [23]. При більш низьких значеннях A_{r3} пригнічений ріст зерен фериту, що призводить до їх подрібнення. Слід зазначити, що в сучасних трубних і конструкційних сталях вміст Si обмежений рівнем 0,6% [22-26]. Це пов'язано з необхідністю задоволення вимог до матеріалів за низькотемпературною та в'язкістю руйнування [5].

Важливу роль в процесі виробництва сучасних конструкційних сталей відіграє мікролегування їх Nb, V, Ті та Al [1, 23-29]. Ці елементи зазвичай контролюють три важливі параметри: розмір зерен аустеніту під час нагрівання, гальмування рекристалізації аустеніту та зміну характеру перетворення під час контрольованої прокатки (КП) або ТМКО [30]. Дрібнодисперсні виділення нітридів і карбонітридів AlN, Nb (CN), TiN і VN гальмують ріст зерен аустеніту під час аустенітизації, розмір яких залежить від температури нагрівання [25]. Слід також зазначити, що Nb, V та Ті, розчинені в аустеніті, значно пригнічують рекристалізацію аустеніту під час та після гарячої деформації [26]. Тому, температурний інтервал рекристалізації підвищується більш, ніж на 100°C, що дозволяє проводити КП у чистовий кліті при більш високих температурах [4]. Відомо [23], що Nb в розчині аустеніту додатково подрібнює феритні зерна під час $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. Nb, Ті та V, розчинені в аустеніті зміцнюють ферит дисперсними виділеннями нітридів, карбідів і карбонітридів, під час і після перетворення. Використовуючи невелику кількість титану (менше 0,02%) отримують виділення дисперсних частинок TiN. Ці дрібні частинки нітриду титану найбільш ефективні під час рекристалізації при КП, яка призводить до оптимального подрібнення зерен фериту в процесі $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення та підвищує кількість місць зародження фериту [1, 19]. Вплив КП на структуру і властивості низьколегованих сталей зумовлений подрібненням зерен, виділенням дисперсних карбонітридних фаз, рекристалізацією та кінетикою $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення аустеніту, під час гарячої пластичної деформації в нижній частині γ -області та охолодженні. Такий вплив мікролегуючих елементів робить їх абсолютно необхідними під час процесу КП, ТМО та ТМКО [9].

Низьковуглецеві бейнітні сталі з Nb, V та Ті також виробляють КП і ТМКО [22]. Однак перетворення в цих сталях відбувається переважно за зсувним механізмом, при якому кордони вихідних зерен аустеніту зберігаються після його закінчення [9]. Механізм поліпшення структури та властивостей відрізняється тим, що перетворення в попередніх сталях відбувається тільки контрольованим процесом дифузії. У цьому ж випадку, під час КП нерекристалізовані зерна аустеніту стають дуже тонкими із фрагментованою субструктурою у дрібних бейнітно-феритних рейках, розміри яких обмежені розмірами зерен [19, 22-23, 33].

Зниження кількості шкідливих домішок (S, P, H₂, O₂, N₂) та контроль форми включень також відіграють важливу роль у забезпеченні якості сталі за рахунок значного підвищення низькотемпературної та в'язкості руйнування, пластичності, а також - поліпшення її властивостей у з-напрямку [1-9].

Основними механізмами зміцнення низьколегованих сталей є: Пайерлса-Набарро, зернограничний, твердорозчинний, дисперсійний, субструктурний та «наноструктурування». Сила *Пайерлса-Набарро* - це напруга тертя кристалічної решітки, або напруга, яку долає рухома дислокація в решітці, вільній від будь-яких перешкод [1-2]. Основою твердорозчинного зміцнення є взаємодія дислокацій з домішковими атомами, яка призводить до їх гальмування, тобто до зміцнення матеріалу, і реалізується в сплавах внаслідок здатності металів утворювати між собою, а також з неметалами окремі фази або суміші фаз. Твердорозчинне зміцнення реалізується тільки у сплавах на основі твердих розчинів заміщення та впровадження. Сторонні атоми, що знаходяться у вузлах кристалічної решітки заліза, викликають гальмування дислокацій і зміцнення сталі за рахунок: утворення домішкових атмосфер на дислокаціях; зміни енергії дефектів упаковки; збільшення сил тертя при русі дислокацій; впорядкування [2, 17]. Утворення на дислокаціях домішкових атмосфер (Коттрелла, Сузукі, Снука) ускладнює їх переміщення, особливо при низьких температурах і

підвищує напругу, необхідну для початку роботи джерел Франка-Ріда. Ефекти розчинного зміцнення виявляються тим легше, чим нижче температура деформації. З підвищенням температури вплив розчинних домішок і легуючих елементів послаблюється через розмиття домішкових атмосфер і активного розвитку термічної активації процесів. Отже, зміцнюючі дії розчинених атомів можна розглядати виходячи з того, що атоми легуючого елемента розподілені в матриці статистично довільно і утворюють стійкі атмосфери біля дислокацій. Опір течії збільшується приблизно лінійно із збільшенням концентрації атомів розчиненої речовини [18].

Межі зерен також є перешкодами для руху дислокацій [8]. У зерні із сприятливим орієнтуванням досягається напруга, необхідна для роботи джерела дислокацій, раніше, ніж у сусідньому зерні. Тоді в сприятливо орієнтованому зерні спочатку відбувається рух, а потім і скупчення дислокацій на його кордоні. Поля напружень, які виникають, накладаються на зовнішні, що призводить до досягнення напруги плинності у сусідніх зернах. Так пластична деформація поширюється в сусідні зерна. Процес ускладнюється при подрібненні зерен. В цьому випадку кількість дислокацій на кордонах знижується, зменшуються поля напруг і збільшується розорієнтування зерен, що сумарно робить їх межі більш ефективною перешкодою [9]. Вклад зернограничного зміцнення на зміну межі плинності оцінюють рівнянням Холла-Петча: $\sigma_T = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2}$, де σ_T - межа плинності; σ_0 - напруга тертя решітки, d - діаметр зерен; k - константа, що враховує вплив структури кордонів, ступеня закріплення дислокацій та легування [1-2].

Дисперсійне зміцнення відбувається за рахунок виділення в сталі дисперсних часток та фаз сторонніх включень і заснований на взаємодії рухомих дислокацій з цими перешкодами [1-4]. Сталі, які містять дисперсні виділення або включення у вигляді інтерметалевих з'єднань, оксидів, нітридів або карбідів мають більшу напругу течії, ніж чиста матриця. Приріст міцності в цьому випадку залежить від багатьох факторів, у тому числі і від міцності часток. Вперше зміцнюючу дію дисперсних фаз описано Е. Орованом. Він припустив, що межа плинності:

$$\tau = \tau_m + \frac{G \cdot b}{D_s} \quad \text{або} \quad \sigma_{ф.ор} = \frac{G \cdot b}{D_s}, \quad \text{де } \tau_m - \text{ межа плинності матриці; } b - \text{ вектор Бюргерса; } D_s - \text{ середня}$$

відстань між частинками; G - модуль зсуву матриці. Перехід частини дислокацій з основної площини на площину поперечного ковзання з генеруванням призматичних петель можливий у випадку високого рівня локальних напружень [6, 17]. Під час дії механізму поперечного ковзання, який активізується присутністю часток несферичної форми, виникають складні дислокаційні побудови із петель та спіралей. В даному випадку зміцнення сталі прямо пов'язано з міжчастковою відстанню співвідношенням, аналогічним рівнянню Холла-Петча. Це дозволяє враховувати вплив міцних недеформованих часток в таких процесах, як евтектоїдний розпад аустеніту, бейнітна реакція та ін. При аналізі механізму дисперсійного зміцнення необхідно враховувати також і зміцнюючий ефект за рахунок перерізання дислокацією деформованих у процесі ТМО частинок [1, 6, 17].

Основним механізмом деформаційного зміцнення (ДЗ) є гальмування за рахунок пружної взаємодії між дислокаціями. Воно виявляється під час зустрічі ковзних дислокацій з дислокаціями «лісу», що перетинають площину ковзання. Чим більше щільність дислокацій «лісу», тим важче переміщатися ковзним дислокаціям. Ще більш значним є результат пружної взаємодії дислокацій з диполями, дислокаційними скупченнями і межами зерен. Результатом гальмування є утворення дислокаційних скупчень і зворотне поле локальних напружень, які поступово блокують джерела дислокацій [2, 10, 18].

Низькотемпературна деформація до моменту руйнування супроводжується підвищенням опору стали деформації в міру збільшення її ступеня. Різке збільшення числа дислокацій призводить до їх взаємного гальмування. В цьому і полягає фізичний зміст ДЗ. Зміцнення близькодійними полями дислокацій пов'язано з їх гальмуванням через утворення порогів в результаті взаємного перетину. На стадії множинного ковзання різко зростають щільність дислокацій, число їх перетинів і збільшується число бар'єрів, які завдяки гальмуванню дислокацій збільшують коефіцієнт ДЗ. На даній стадії головними механізмами гальмування є утворення скупчень, сплетін і пружне взаємодія дислокацій у бар'єрів, в результаті чого продовження деформації вимагає приросту зовнішньої напруги. Подальша деформація здійснюється за рахунок обходу бар'єрів гвинтовими дислокаціями шляхом поперечного ковзання, що забезпечують динамічне повернення за рахунок анігіляції дислокацій в одній площині. Залежність напруги, необхідного для продовження пластичної деформації, від щільності дислокацій може бути виражена: $\sigma_d = \alpha \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$, де α - коефіцієнт, що залежить від природи металу; G - модуль зсуву; b - вектор Бюргерса; ρ - щільність дислокацій [1-2, 18].

Додаткові перешкоди рухомих дислокаціям всередині зерен у вигляді різних організованих, стабілізованих субповерхонь розділу також надають ефект зміцнення. Субповерхні розділу або субграниці мають дислокаційну природу і виникають всередині зерен при перебудові надлишкових,

найчастіше створених деформацією, дислокацій. Особливості внутрішньої будови (субструктура) зерен, групові дислокаційні побудови, що визначають поняття полігону, фрагмент і блоку, займають центральне місце за своєю масштабністю в загальному обсязі всіх можливих структур (макро-, мікро- і міжатомною) [13-22].

Субструктура характеризується розміром структурного елементу (субзерно, фрагмент, полігон, блок), структурою субграниць розділу і ступенем разорієнтування сусідніх елементів. В оцінці зміцнюючого ефекту ці характеристики субструктури відіграють важливу роль. Розглядаючи зміцнюючий ефект при розвитку субзеренного механізму необхідно враховувати властивості дислокаційних субграниць, осередків або полігонів, та їх розміри, які можуть бути реалізовані також і при «наноструктурному» зміцненні [15].

Традиційні підходи при створенні сталей для металевих конструкцій, експлуатованих в екстремальних умовах, недостатньо ефективні: з ростом характеристик міцності, як правило, знижується в'язкість руйнування сталі. Тому розробка нових надійних сталей для цих типів конструкцій неможлива без використання нанотехнологій, які дозволяють забезпечити необхідне одночасне підвищення властивостей за рахунок управління формуванням структури на нанорівні і загальне її диспергування [16]. Створення елементів наноструктури в масивних виробках, таких, наприклад, як листи товщиною 10-20 мм і більше достатньо ускладнено. Однак вибір оптимального хімічного складу і ефективних науково-обґрунтованих режимів ТМКО дозволяють послідовно подрібнювати структуру сталі до нанорівнів фрагментацією субструктури з ділянками розміром 100-1000 нм [15-16]. Слід зазначити, що даний стан аустеніту нестійкий через велику накопиченої енергії, значної кількості недосконалостей кристалічної будови і протікання фазових перетворень при високих температурах. Однак правильний підбір технологічного режиму дозволяє частково наслідувати у знову утворюваних структурах недосконалості попереднього стану аустеніту. Успадкована висока щільність дислокацій аустеніту гарантує підвищення міцності сталі, а нанодисперсна структура забезпечує високі значення низькотемпературної в'язкості. Наноструктурування сталей також істотно підвищує її в'язкість руйнування. Це дозволяє використовувати переваги високоміцних сталей, знизити металоємність, забезпечити надійність виробів і конструкцій з них. Шляхом комбінації декількох механізмів зміцнення під час ТМКО, в тому числі, і «наноструктурного», формується дисперсна субмікро- і наноструктура, яка і забезпечує істотне підвищення не тільки характеристик міцності, але і в'язкості руйнування та холодостійкості конструкційних сталей [15-16, 27-29].

Технології виробництва сучасних конструкційних сталей. Основними технологіями підвищення властивостей цих сталей є: нормалізація, термічна обробка, поліпшення, загартування з прокатного нагрівання, термомеханічна обробка (ТМО) та її різновиди: високотемпературна ТМО, контрольована прокатка [5,9-13] та термомеханічна контрольована обробка (ТМКО) [33].

Термічне зміцнення прокату підвищує конструктивну міцність за рахунок субструктурних елементів в продуктах розпаду деформованого аустеніту [1-7]. Гартування з прокатного нагріву (ТГПН) передбачає використання тепла прокатки [2].

Технологія ТГПН сталей являє собою аустенітизацію при 1150-1250⁰С, прокатку з закінченням деформації при 800-880⁰С, підохолодження до 730-800⁰С, подальше загартування у воді і відпустку [2]. В цілому ця технологія передбачила розробки, які через 30 років отримали назву контрольована прокатка [4-5].

ТМО сталі являє собою сукупність операцій деформації, нагрівання та охолодження (в різній послідовності) [1-11], в результаті яких формування кінцевої структури металу і його властивостей відбувається в умовах підвищеної щільності та оптимального розподілу недосконалостей будови, створених пластичною деформацією які зберігаються частково при подальшому перетворенні. При порівнянні міцності після ТМО за оптимальними режимам досягають в сталі більш високий рівень пластичності, в'язкості і опору руйнуванню, ніж при легуванні і поліпшенні. Це пов'язано з наклепом аустеніту в процесі деформації області відсутності або уповільнення рекристалізації, створенні в ньому підвищеної щільності дислокацій і негайної його загартуванням. Розвиток процесів рекристалізації при ТМО робить вирішальний вплив на рівень властивостей сталі. Саме ступенем повноти протікання рекристалізації ВТМО відрізняється від ТГПН, що використовує тепло прокатного нагріву. Відомо кілька схем ТМО, що відрізняються між собою інтервалом температур деформації і способами охолодження деформованого аустеніту [2-4].

Нові різновиди ВТМО були реалізовані при спробі наблизити технологію термомеханічної обробки до реальних умов деформаційно-термічної обробки заготовок. Вони передбачають немартенситний розпад гарячедеформованого аустеніту [1-11].

Контрольована прокатка, яка також є різновидом ТМО, робить позитивний вплив одночасно на міцність, пластичність та в'язкість низьколегованої сталі [4]. Це досягається суттєвим

подрібненням зерен аустеніту, зародженням додаткових центрів зародження фериту та дисперсійним зміцненням. Для цієї мети часто знижують температуру нагрівання під прокатку до 1050-1100⁰С, а температуру кінця прокатки - до 800-850⁰С, деформацію на заключній стадії прокатки (два-п'ять перепусток) здійснюють з обтисненням в 15-20% за прохід [5]. Найбільша увага при КП приділяється деформації в останніх двох-трьох проходах коли в сталі відбуваються процеси, які надають вирішальний вплив на механічні властивості прокату [4]. Важливішими технологічними параметрами КП є - температура кінця прокатки і сумарна ступінь деформації. Зниження температури кінця прокатки призводить до подрібнення зерен аустеніту перед $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворенням і, як наслідок, розміру зерен фериту. Величина ударної в'язкості, є інтегрально залежною, від міцності і пластичності сталі, підвищується із пониженням температури кінця прокатки до 880-800⁰С, а після деформації при більш низькій температурі знижується внаслідок сильного підвищення міцності. Збільшення сумарного ступеня деформації в останніх проходах впливає подібно зниженню температури кінця прокатки [13]. Перехідна температура в'язко-крихкого руйнування також знижується. Режими КП призначають залежно від складу та необхідних властивостей і дозволяють використовувати сталі із більш низькими значеннями вуглецевого еквівалента [4-5, 23-25].

Процес КП може бути розбитий на 3 стадії. Одночасно протікаючи деформація і рекристалізація, коли зерна аустеніту подрібнюються до мінімального розміру близько 20 мкм, а загальна ступінь обтиску становить близько 60% [4].

Низькотемпературна деформація аустеніту в області, де відсутня рекристалізація, коли зі збільшенням її ступеня подрібнюються і зерна фериту, досягаючи мінімальних значень при сумарних обтисках близько 60%. Деформація в змішаній аустенітно-феритній області викликає підвищення міцності і зниження перехідної температури сталі за рахунок поглиненої енергії. Мікроструктура складається з рівноосних зерен і субструктури, утвореної в результаті деформації зерен фериту. Субструктура є основною причиною підвищення властивостей сталі при КП, тоді як закріплення дислокацій, текстурне зміцнення і дисперсійне твердіння є менш впливовими [1, 4-5].

Великий вплив на отримання дрібного зерна після КП надають процеси рекристалізації деформованого аустеніту. Чим менше швидкість рекристалізації, тим більш дрібне зерно аустеніту утворюється перед $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворенням. Якщо сталь в процесі КП піддана значній деформації в зоні, де рекристалізація аустеніту сповільнена або не відбувається, то навіть великі нерекристалізовані зерна аустеніту мають велику кількість смуг деформації. Ці смуги служать місцями зародження фериту, в них концентрується пластична деформація, що є рушійною силою перетворення аустеніту у ферит. Отже, $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення може бути прискорене прокаткою. При перетворенні такого типу кількість фериту в сталі більше, ніж при тепловій рівновазі і об'ємна частка перліту зменшується. При високих ступенях деформації утворюються витягнуті, більш дисперсні смуги перліту, в зв'язку з цим, шкідливий його вплив на в'язкість і пластичність зменшується.

Зниження температури закінчення прискореного охолодження також викликає подрібнення зерен фериту і змінює співвідношення структурних складових сталі; кількість перліту зменшується, з'являються продукти проміжного перетворення. Під час охолодження до 625⁰С в структурі присутні 80% бейніту. Збільшення ударної в'язкості і зниження критичної температури крихкості сталі визначаються подрібненням зерен фериту. На додаткове зміцнення значно впливає формування бейніту. Дослідження міцності і в'язкості сталей залежно від режимів КП та охолодження у порівнянні з гарячою прокаткою показали [28-29], що більш високі властивості досягнуті при температурі кінця прокатки 840-920⁰С та із прискореним охолодженням до 640-700⁰С. В цьому випадку приріст міцності становить не менше 30 МПа, а ударної в'язкості - 0,20 МДж/м².

Подальший ріст міцності сталей з низьким вмістом легуючих елементів і низьким вуглецевим еквівалентом без погіршення в'язкості сталі досягається застосуванням технології термомеханічної контрольованої обробки [30-33]. ТМКО в сучасному розумінні є технологією, яка регламентує всі параметри технологічного режиму від вибору оптимальних температур аустенітизації, температур і ступенів деформації під час чорнової і чистової прокатки - до швидкостей і температур охолодження, з контролем всіх параметрів структури на всіх етапах процесу [30-33]. Розуміння закономірностей формування та особливостей будови аустеніту при деформаційно-термічній обробці і впливу цих особливостей на розпад гарячедеформованого аустеніту під час ТМКО дозволяє управляти процесами диспергування структури, реалізацією найбільш ефективних механізмів зміцнення з метою одночасного підвищення міцності і в'язкості мікролегованих сталей. Технологія ТМКО дозволяє вдало поєднувати реалізацію найбільш ефективних дислокаційних механізмів зміцнення конструкційної сталі, таких як: подрібнення зерен і створення розвиненої наноструктури, з твердорозчинним та дисперсійним механізмами в одному технологічному процесі. Їх комбінування дозволяє отримати додатковий ефект зміцнення.

Висновки. ТМКО мікролегованих ніобієм, ванадієм, титаном і молібденом сталей є в даний час одним з найбільш ефективних процесів виробництва прокату для виробів і конструкцій, які експлуатуються в екстремальних умовах. Мікролегування або ТМКО забезпечують одночасне підвищення міцності, пластичності і в'язкості конструкційних сталей порівняно з традиційною термічною обробкою. Однак найбільш високі значення цих властивостей отримані при їх суміщенні. ТМКО з охолодженням в температурному інтервалі розпаду аустеніту в межах від 0,9 до 50 град/с дозволяє отримати набір від структур з переважанням фериту до, майже, повністю бейнітних.

Гаряча пластична деформація, яка не супроводжується процесами рекристалізації аустеніту під час ТМКО з прискореним охолодженням, сприяє отриманню структури зі значною об'ємною часткою глобулярного бейніту. Збільшення швидкості охолодження сприяє більш повному розвитку бейнітного перетворення, підвищує рівень міцності та знижує температуру в'язко-крихкого переходу ефективніше, ніж зниження температури деформації. При рівних значеннях міцності сталей, в структурі яких присутній глобулярний бейніт, мають більш низькі значення температури в'язко-крихкого переходу, ніж сталі зі структурою голчастого бейніту.

Інформаційні джерела

1. Пікерінг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / М: Металургія, 1982. -184 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металургія, 1986. – 544 с.
3. Одеський П.Д., Кулік Д.В. Сталь нового покоління в унікальних спорудах М.: Інтернет Інжинірінг, 2005. - 176 с.
4. Контролируемая прокатка / В.І. Погоржельській, Д.А. Літвіненко, Ю.І. Матросов, А.В. Іваницький - М: Металургія. - 1979. – 184 с.
5. Большаков В.І., Ричагов В.М., Флоров В.К. Термическая и термомеханическая обработка сталей.- Дніпропетр.: Січ, 1994. - 232 с.
6. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов.- 1993.
7. Новиков І.І. Теория термической обработки металлов. М.: Мет. 1986.
8. T. Gladman Grain size control; Institute of Materials, London: 2004.
9. T. Gladman Physical metallurgy/ Publisher: Leeds: Maney, 2002.
10. Горелік С.С., Добаткін С.В., Капуткіна Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МІСіС. – 2005. - 432 с.
11. Шабалов І.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.І. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами.– М.- 2003. – 520 с.
12. Одеський П.Д., Кулік Д.В. Стали с высоким сопротивлением экстремальным воздействиям/М.: Інтернет Інжинірінг, 2008.- 239 с.
13. Gray J.M., Siciliano F. High strength microalloyed linepipe: half a century of evolution. Pipeline technology conf., Ostend, Oct. 2009.
14. Jonas J.J., Weiss J. Effect of precipitation on recrystallization in microalloyed steels. -Metal Science, 1979, v. 13, № 3-4. - P. 92-101.
15. Gleiter H. Nanostructured materials basic concepts and microstructure // Acta Mat. 2000, V.48, p. 1-29.
16. Ричагов В.М., Ричагов В.В. Роль наноструктурных элементов в низкоуглеродистых ниобийсодержащих сталях//У збірці доп. міжн. н\т конф. Людина і Космос–2014, Дніпропетровськ. - 2014. – С. 432-433.
17. Смірнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали. Учебный посібник. - УрО РАН, 1999. - 496 с
18. Рибін В.В., Коджаспіров Г.Е., Рудской А.І. Физические основы и ресурсосберегающие технологии изготовления изделий пластическим деформированием. «Наука», 2007. - 350 с.
19. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.І. Матросов та ін.- М.: СП Інтернет Інжинірінг, 1999.– 94 с.
20. Ричагов В.В., Санін А.Ф., Ричагов В.М. Формування оптимальної структури та властивостей під час ТМКО ніобійвмісних сталей для металевих конструкцій відповідального призначення// У зб. доп. міжн. н\т конф. Людина і Космос–2013, Дніпропетровськ.– 2013.- С. 550-551.
21. Ричагов В.В., Ричагов В.Н., Санін А.Ф. Преимущества микролегирования низкоуглеродистых конструкционных сталей ниобием//У зб. доп. конф. Людина і Космос - 2013. Дн. – С. 551-552.
22. Чжао Фучень, Чжао Луюй. Бейнитные стали с ультранизким содержанием углерода и перспективы их применения. – Вопросы материаловедения, 2008, № 1(53). - С. 52–61.
23. Hulka K., Bordignon P., Malcolm G. Experience with low carbon HSLA steel containing 0.06 to 0.10 percent niobium. Niobium techn. Report/ Summary of intern. seminar Araxa, Oct. 2003.- P. 27-49.

24. Kwon O., DeArdo A.J. Interactions Between Recrystallization and Precipitation in Hot-Deformed Microalloyed Steels//Acta Met., 1991
25. Gray J.M. Effect of niobium (columbium) on transformation and precipitation processes in high strength low alloy steels//Heat Treat.-73-London. – 1973. – p. 19-28.
26. DeArdo J. Fundamental metallurgy of niobium in steel//Proceedings of the international symposium niobium. - Florida, USA. Dec.- 2001.
27. Ричагов В.В. Влияние режимов термомеханической контролируемой обработки на структуру и свойства листового проката из ниобийсодержащих сталей // У зб. доп. міжн. форуму молодих вчених. - Дніпропетровськ, 2013. – С. 342-345.
28. Рибін В.В. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой низколегированной стали при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением /В.В. Рибін, Е.І. Хлусова та ін. // Вопросы материаловедения. – 2007. – № 4. - С.329-340.
29. Морозов Ю.Д. Высокопрочные трубные стали нового поколения с феррито-бейнитной структурой/Ю.Д. Морозов, М.Ю. Матросов, С.Ю. Настіч// Металург. – 2008. - № 8. – С. 39–42.
30. Ричагов В.В. Повышение свойств ниобийсодержащих конструкционных сталей методом ТМКО//У зб. доп. міжн. н\т конф. Людина і Космос – 2014. - Дніпропетровськ, 2014.- С.452-253
31. Ричагов В.В. Возможности повышения механических свойств конструкционных сталей микролегированием и термомеханической контролируемой обработкой // Вісник Дніпропетровського національного університету - Серія: Ракетно-космічна техніка. - 2014, Дніпропетровськ. - С. 221-227.
32. Ричагов В.В. Производство новых конструкционных материалов для ответственных конструкций термомеханической контролируемой обработкой // У зб. доп. міжн. н\т конф. «Наука и образование - 2014», Астана, 2014. - С. 3408-3413.
33. Kojima S.S., Sampaio M.A., Bott I.S. The development of API 5L X80 steel for pipe production by TMCR process, T&V petr. 15, 2003.

УДК 338.51

Симонюк В.П., к.т.н., **Лук'янчук Ю.А.**, к.т.н., **Шиліна Р.О.**

Луцький національний технічний університет

СИСТЕМА АВТОБАЛАНСУВАННЯ МЕДИЧНОЇ КАТАЛКИ ПРИ ТРАНСПОРТУВАННІ ХВОРОГО

У даній роботі розглядається проблематика транспортування хворого до місця лікування, а також установки, пристрої та методи, що використовуються при цьому, та можливі шляхи вдосконалення медичної техніки.

Ключові слова: медична каталка, система балансування, інклінометр, динамічна стабілізація, 3D моделювання.

В данной работе рассматривается проблематика транспортировки больного к месту лечения, а также установки, устройства и методы, используемые при этом, и возможные пути совершенствования медицинской техники.

Ключевые слова: медицинская каталка, система балансировки, инклинометр, динамическая стабилизация, 3D моделирование.

In this paper the problems of transporting the patient to a treatment and installations, devices and methods used at the same time and possible improvement of medical equipment.

Keywords: medical chairs, system balancing, inclinometer, dynamic stabilization, 3D modeling.

Сучасний стан конструювання медичної техніки і апаратури залежить від високої кваліфікації інженерів та використання новітніх технологій.

Медична каталка - медичне обладнання для транспортування пацієнта всередині відділення, лікарні або для міжлікарняного транспортування (реанімобілем, на вертольоті, на літаку) (рис. 1).

Сучасна медична каталка являє собою висотехнологічний виріб, до особливостей якого відносяться: п'яте додаткове колесо, що забезпечує прямолінійний рух; рентгенпрозора стільниця (можливість зробити рентгенівський знімок не перекладаючи пацієнта); гідравлічне регулювання висоти; антистатичні легкомиючі матраци; система центрального гальма, керована з будь-якого з чотирьох коліс; дуги безпеки з боків каталки.

Проблема авто балансування медичної каталки є актуальною і новою, оскільки в процесі транспортування завжди існує не рівна поверхня, по якій відбувається пересування пацієнта.