

Metalozn. obrobka met. 2023, vol. 29 (105), 46-57
<https://doi.org/10.15407/mom2023.01.046>

УДК 620.18: 669.14.018.292: 621.785

Структуроутворення та властивості листових конструкційних сталей при режимах ординарної та комбінованої термічної обробки з витримкою в міжкритичному інтервалі температур

Плюта В. Л., кандидат технічних наук, старший науковий співробітник,
plyuta.valera@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6564-7866>

Левченко Г. В., доктор технічних наук, професор, vso54@ukr.net
ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1173-5320>

Нестеренко А. М., кандидат технічних наук, старший науковий співробітник,
anatnest1946@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1644-5472>

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро

Досліджені особливості структури, характер розподілу легуючих елементів і домішок між структурними компонентами листових низьколегованих сталей, що пройшли термічну обробку з витримкою в міжкритичному інтервалі температур (МКІТ), структуроутворення та механічні властивості цих сталей після комбінованих режимів термічної обробки з витримкою в МКІТ.

Аналіз розподілу елементів між структурними складовими досліджених низьколегованих сталей дозволив встановити, що при термічній обробці з безпосередньою витримкою в МКІТ такі елементи, як марганець, хром, алюміній, ванадій, сірка і фосфор концентруються переважно в зміцнюючій мартенситно-бейнітній фазі, в той час як нікель, кремній та титан розподіляються між зміцнюючою фазою та феритом рівномірно. Проведеними дослідженнями на прикладі листової низьколегованої сталі 14Г2 показано, що ефекти подрібнення феритного зерна, перлітної та мартенситної (бейнітної) складових при комбінованій обробці з витримкою в МКІТ можуть бути зумовлені реалізацією механізму множинного зародкоутворення мікрокристалів фериту при низьких (450-550 °С) температурах ізотермічного розпаду аустеніту. Встановлено, що комбіновані режими з витримкою в МКІТ дозволяють без застосування операцій гартування та відпуску досягти в листовій низьколегованій сталі 14Г2 показники механічних властивостей на рівні класу міцності 390 за ДСТУ 8541:2015 зі значеннями межі плинності 422-425 МПа і з високими показниками пластичності та ударної в'язкості. Отже, використання цих режимів у модифікованому вигляді може бути рекомендовано для створення наскрізних енергозберігаючих технологій термічної обробки з витримкою в МКІТ листового прокату

з низьколегованих сталей у потоці товстолистових станів, оснащених агрегатами нормалізації.

Ключові слова: *структурування, міжкритичний інтервал температур, ізотермічний розпад, мартенсито-бейнітна фаза, комбінований режим.*

Витримка в міжкритичному інтервалі температур (МКІТ) використовується при гартуванні, нормалізації та відпалу вуглецевих, низьколегованих та легованих сталей [1-3]. Зокрема, технологічні режими прискореного охолодження з МКІТ металопрокату з низьколегованих сталей дозволили отримати новий клас перспективних матеріалів – двофазні ферито-мартенситні сталі (ДФМС), що знайшли застосування для виготовлення магістральних трубопроводів, високоміцного дроту і кріпильних виробів, а також будівельних конструкцій [2-5].

Для масово застосовуваних низьколегованих сталей наявні експериментальні дані про закономірності розподілу вуглецю і легуючих елементів між феритом і аустенітом при термічній обробці в МКІТ у більшій частині робіт з проблематики ДФМС дуже уривчасті і, як правило, не систематизовані. В [6] для сталей 08Г4Б і 08ХГ показано, що при витримці в МКІТ вуглець, марганець, і хром збагачують аустеніт. У [7] наведено дані про переважного концентрування вуглецю та марганцю в аустеніті (мартенситі після охолодження з МКІТ) ДФМС. Однак, жодного узагальнення цих найцікавіших даних не проводилося.

Розподіл вуглецю, легуючих елементів і домішок між феритом і аустенітом в МКІТ надає вирішальний вплив на формування рекристалізаційної структури фериту, на об'ємну частку і будову зміцнюючої мартенсито-бейнітної фази, що утворюється при перетворенні аустеніту, і на властивості ДФМС в цілому. Представляє значний інтерес проведення такого роду дослідження стосовно марганцевистих (09Г2, 09Г2Д, 10Г2, 08ГЮТ) і кремнемарганцевистих (09Г2С, 08ГСЮТ(Ф)) сталей масового призначення.

Досліджували гарячекатані (г/к) листові (товщ. 2,0-3,0 мм) сталі марок 09Г2Д, 09Г2С, 08ГСЮТ, 08ГСЮФ, 08ГЮТ. Хімічний склад сталей наведено у табл. 1. Вивчення структури сталей проводили методом оптичної та растрової електронної мікроскопії. Розподіл елементів у структурних складових аналізували за допомогою мікрозонда на рентгенівських мікроаналізаторах МС-46 «Камека» і «Камебакс».

Для забезпечення рівномірного розподілу елементів за обсягом зразків досліджуваних сталей попередньо проводили тривалий відпал (витримка 12 год) при субкритичній (700 °С) температурі в вакуумованих кварцових ампулах. Обробку сталей 09Г2Д, 09Г2С, 08ГСЮТ, 08ГЮТ, 08ГСЮФ на двофазну ферито-мартенситну структуру здійснювали за режимами, наведеними в табл. 2.

Вироблені за отриманими кривими охолодження розрахунки показали, що для випробуваних варіантів охолодження швидкість ($V_{\text{охол.}}$) в інтервалах температур від 800-760 °С до 400 °С (з урахуванням прихованої теплоти фазових перетворень, що виділилася в нижній частині зазначених

Структура, зношування, руйнування

Таблиця 1

Хімічний склад досліджених сталей

Table 1

Chemical composition of the investigated steels

Марка сталі	Товщина прокату, мм	Масова частка елементів, %*								
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	V
09Г2Д	2,0	0,10**	1,60	0,29	0,044	0,058	0,063	0,011	-	-
		0,15	1,58	0,30	0,044	0,058	0,065	0,009	-	-
09Г2С	2,5	0,11	1,38	0,73	0,030	0,040	0,032	0,012	-	-
08ГСЮТ	3,0	0,07	0,82	0,38	0,032	0,025	0,020	0,052	0,06	-
08ГСЮФ	3,0	0,06	0,87	0,40	0,028	0,030	0,025	0,040	-	0,05
08ГЮТ***	2,8	0,07	0,92	0,22	0,030	0,040	0,080	0,070	0,05	-
10Г2	2,5	0,12	1,43	0,40	0,120	0,051	0,070	0,020	-	-

Примітки:
 * Зміст сірки та фосфору в сталях перебував у межах 0,015-0,028 %.
 ** Чисельник – поверхнева, знаменник – середня зона по перерізу прокату.
 *** Сталь-аналог 08ГСЮТ зі зниженим (0,2-0,4 %) вмістом Si, вироблена на ВАТ «Запоріжсталь».

Таблиця 2

Режими термічної обробки досліджених сталей

Table 2

Modes of heat treatment of the investigated steels

Режим охолодження	1	2	3
Тривалість витримки в МКІТ при 750°C, хв.	60	15	15
Вид охолодження	у масляну ванну	на повітрі спокійному	повітряним струменем

інтервалів) для досліджених зразків низьколегованих сталей у товщинах 2,0-3,0 мм складала: $V_{\text{охол.}} = 70-100 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, $5,9-6,3 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ і $2,2-2,4 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, відповідно, для охолодження в масляну ванну, повітряним струменем і на спокійному повітрі.

З рис. 1 слідує, що мартенситна фаза г/к сталі 08ГСЮТ після термічної обробки за режимом 1 (табл. 2) має підвищену концентрацію марганцю, алюмінію та хрому, про що свідчать чітко виражені максимуми на кривих розподілу інтенсивності характеристичного K_{α} -випромінювання названих елементів. Титан (рис. 1 б), нікель і кремній (криві для цих елементів не наведені на рис. 1 б) щоб уникнути численних накладень на

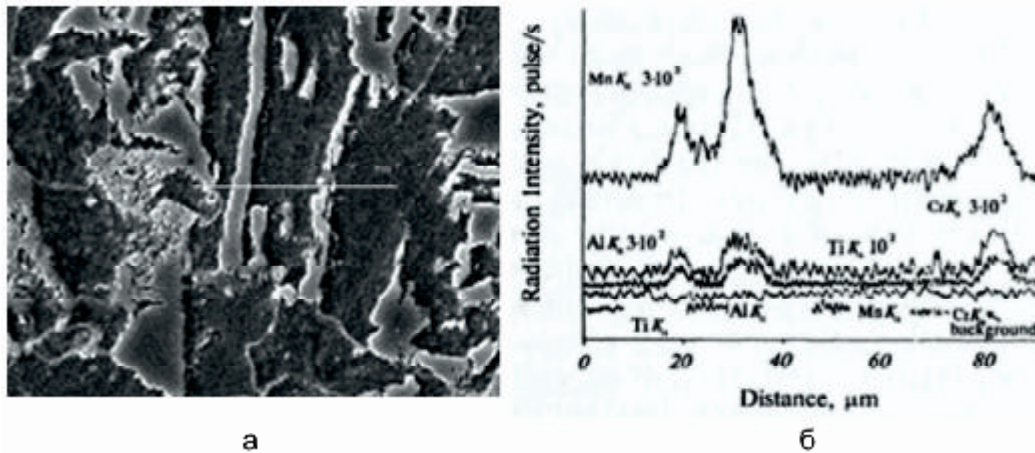


Рис. 1. Розподіл інтенсивності характеристичного К α -випромінювання легуючих елементів між структурними складовими г/к листової сталі 08ГСЮТ після термічної обробки за режимом 1 (табл. 2), а — $\times 300$.

Fig. 1. Distribution of the intensity of the characteristic K α radiation of alloying elements between the structural components of hot-hot sheet steel 08GSUT after heat treatment according to mode 1 (table 2), a — $\times 300$.

криві розподілу інших елементів) розподіляються між феритом і мартенситом рівномірно.

Такий самий характер розподілу елементів після обробки за режимом 1 (табл. 2) властивий сталям 08ГСЮФ і 08ГЮТ. Однак, як встановлено точковим методом на установці МС-46 «Камека» при наборі не менше 50 значень для феритної матриці і такої ж кількості значень для ділянок мартенситу, на відміну від титану, що рівномірно розподіляється в сталях 08ГСЮТ і 08ГЮТ, ванадій в сталі 08ГСЮФ сегрегує переважно у мартенситній фазі.

Для мартенситної фази г/к сталі 09Г2Д, отриманої в результаті обробки режимом 1 (табл. 2), характерна підвищена концентрація марганцю і хрому. Кількісні розрахунки показали, що концентрація марганцю в мартенситній фазі сталі 09Г2Д становить $2,13 \pm 0,11$ %, а у фериті — $1,56 \pm 0,02$ %. Розподіл нікелю та кремнію між феритом та мартенситною фазою сталі 09Г2Д є рівномірним. Тим же точковим методом на установці МС-46 «Камека» визначено, що концентрація таких елементів, як сірка та фосфор, в мартенситній фазі сталі 09Г2Д відповідно в 1,03 та 1,17 рази вище, ніж у феритній матриці. Тобто, при термічній обробці з витримкою в МКІТ в марганцевистій сталі типу 09Г2Д сірка і фосфор сегрегують в аустеніті. З цього випливає, що високий рівень пластичності і характеристик в'язкості ДФМС з низьколегованих сталей [1-4] може бути обумовлений зменшенням концентрації сірки і фосфору у фериті по межах феритних зерен і кількості сегрегаційних скупчень цих елементів, що окричують сталь. Враховуючи, що при охолодженні зразків після витримки в МКІТ при 750°C в масляній ванні з $V_{\text{охол.}} = 70-100^\circ\text{C/s}$ (режим 1, табл. 2), дифузійний розпад аустеніту повністю запобігається, можна вважати, що отримані для сталей 08ГСЮТ, 08ГСЮФ, 08ГЮТ, 09Г2Д результати відображають елементний склад

аустеніту, що формується в результаті багатокомпонентного дифузійного перерозподілу вуглецю і легуючих елементів між феритом і аустенітом при витримці в МКІТ.

Зміна вмісту окремих елементів у складі низьколегованих сталей може кардинальним чином змінити характер дифузії елементів та їх перерозподіл при витримці в МКІТ. Так у сталі 09Г2С, що має підвищений, згідно з марочним складом, вміст кремнію (табл. 1), після обробки за режимом 1 зафіксовано рівномірний розподіл марганцю, хрому, нікелю та кремнію між структурними складовими – феритом і мартенситом. Зменшення тривалості витримки при нагріванні в МКІТ (режими 2, 3, табл. 2) та швидкості охолодження після витримки в МКІТ (режим 3, табл. 2) не змінюють встановленого характеру розподілу елементів. Слід зазначити, що в структурі досліджених сталей після обробки за режимом 3 металографічно виявляються шари епітаксійного фериту, що облямовують мартенситну фазу. Тобто, при охолодженні повітряним струменем від температури 750 °С початку мартенситного перетворення периферійні ділянки аустеніту встигають перетворитися на ферит по дифузійному механізму. Атоми вуглецю дифундують при цьому від межі розділу ферит/аустеніт углиб аустенітних ділянок, збагачуючи їх. Внаслідок цього стійкість аустеніту істотно підвищується.

Рухливість атомів вуглецю, що дифундують у фериті та аустеніті сталей по міжвузлям, на 3-4 порядки вище, ніж атомів заміщення (марганцю, хрому, ванадію, титану, алюмінію, нікелю, кремнію та ін.), дифузія яких здійснюється за вакансійним механізмом, тому аустеніт при витримці в МКІТ насичується насамперед вуглецем [6, 8]. Однак, безпосередня міжатомна взаємодія атомів вуглецю з атомами заліза та легуючих елементів за типом заміщення при зміні комплексної легованості сталей навіть у вузьких межах може суттєво впливати на дифузійну рухливість компонентів при витримці в МКІТ, їх перерозподіл між феритом та аустенітом, що значною мірою визначає структурний стан та комплекс властивостей ДФМС.

У практичному плані термічна обробка з безпосередньою витримкою в МКІТ (тобто ординарна), що забезпечує в низьколегованих сталях підвищений рівень характеристик міцності та пластичності, застосовується, в основному, [2, 4] для катанки та листового прокату, що переробляються відповідно, холодним волочінням у дріт або штампуванням в деталі автомобілів та машин.

Проведений аналіз свідчить про те, що за допомогою ординарної термічної обробки з витримкою в МКІТ можна отримувати в сталях різного марочного складу ті чи інші різновиди зміцнюючих складових (мартенсит, бейніт, перліт), регулювати їх об'ємну частку та кількісне співвідношення, ступінь дисперсності та характер розподілу хімічних елементів між складовими структури сталей, як показано вище. У той же час, в силу своєї специфіки, така проста обробка не дозволяє реалізовувати механізми, спрямовані на подрібнення феритного зерна, що дуже важливо для підвищення міцності, пластичності та ударної в'язкості низьколегованих сталей. У зв'язку з цим значний інтерес становить проведення спеціальних

Структура, зношування, руйнування

експериментів з випробування режимів комбінованої термічної обробки низьколегованих сталей, що передбачає їхню попередню аустенізацію або попередню аустенізацію з ізотермічним розпадом при температурах 430-660 °С сталей перед витримкою в МКІТ.

Режими комбінованої термічної обробки для низьколегованої сталі 14Г2, обраної в якості модельної для проведення даного дослідження, наведені в табл. 3.

Таблиця 3

Режими комбінованої термічної обробки з витримкою в МКІТ та механічні властивості листової сталі 14Г2

Table 3

Modes of combined heat treatment with exposure in ICTI and mechanical properties of sheet steel 14G2

Режим обробки	Механічні властивості				
	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU ⁻⁴⁰ , Дж/см ²
1. 950 °С, 15 хв → 750 °С, 15 хв → охол. на повітрі (повітряним струменем)	<u>385,0*</u> 415	<u>528</u> 545	<u>33,6</u> 24	<u>66,2</u> 68	<u>124</u> 116
2. 950 °С, 15 хв → 450 °С, 60 с → охол. на повітрі	445	570	24,6	68	124
3. 950 °С, 15 хв → 660 °С, 60 с → 780 °С, 15 хв → охол. на повітрі	372	534	34,8	64,9	122
4. 950 °С, 15 хв → 450 °С, 60 с → 780 °С, 15 хв → охол. на повітрі (повітряним струменем)	<u>402,0*</u> 425	<u>552</u> 565	<u>35,2</u> 29	<u>64,4</u> 67,5	<u>138</u> 132
5. 950 °С, 15 хв → 450 °С, 180 с → 780 °С, 15 хв → охол. на повітрі (повітряним струменем)	<u>405,0*</u> 422	<u>545</u> 558	<u>34</u> 32,8	<u>69,5</u> 67	<u>142</u> 136
Примітка: * чисельник – охолодження від температури 780 °С на спокійному повітрі ($V_{\text{охол.}} \approx 2,0 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$); знаменник – повітряним струменем ($V_{\text{охол.}} \approx 7,0 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$).					

Зниження температури ізотермічного розпаду аустеніту відчутно позначається на структурних характеристиках сталі 14Г2. Розмір феритного зерна при температурах 650 °С, 550 °С та 450 °С (витримки 30 с і 60 с) складає, відповідно, 7,2 мкм, 5,0 мкм і 4,7 мкм, тобто знижується від номера 11 до 12. Відмінність структур сталі 14Г2, що утворюються при температурах 650 °С і 550 °С з мінімальною (10 с) і більш тривалими витримками, пов'язана не тільки з кінетичним фактором аналізованого $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення, але і з тією обставиною, що по всьому об'єму досліджених зразків з розмірами 11×11×55 мм температура ізотермічного середовища не встановлюється. В результаті цього в мікрооб'ємах сталі, збіднених вуглецем і легуючими елементами, фазовий $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехід починається за більш високих, ніж, власне, ізотермічна, температурах. Об'єм аустеніту, що перетворюється в ході охолодження до температури ізотермічного середовища, збільшується в міру її зниження. Зрештою може реалізуватися ситуація, коли $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехід практично всього обсягу сталі здійснюватиметься до досягнення ізотермічної температури. Проведеним аналізом визначено,

що при температурі 450 °С збільшення тривалості витримки від 10 до 180 с мало змінює структурні показники сталі 14Г2. Це доводить, що розпад всього обсягу аустеніту або, принаймні, більшої його частини, в сталі 14Г2 здійснюється в ході охолодження від температури аустенізації ще до досягнення температури ізотермічного середовища 450 °С. Характерною особливістю перліту, що сформувався в сталі 14Г2 в результаті ізотермічного розпаду при температурах 450-550 °С з тривалістю витримки 30-180 с є його розподіл у вигляді дисперсних включень по межах феритних зерен.

Структурна відмінність сталі 14Г2 при зниженні температури ізотермічного розпаду аустеніту пов'язана з механізмом зародження та зростання зародків низькотемпературної фази – фериту. Відповідно до теоретичного підходу, що розвивається в [9], умови, достатні для забезпечення теплового балансу між прихованою теплотою, що виділяється при фазовому $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворенні, і тепловідведенням в низькотемпературне ізотермічне середовище в аналізованій тут ситуації можуть бути забезпечені тільки у разі залучення положення про реалізацію в якості зародків фериту так званих «вморожених» («заморожених») центрів кристалізації – існуючих в аустеніті угруповань атомів, взаємне розташування яких, принаймні у першій координаційній сфері, є близьким до такого для фериту. Експериментально такого роду центри низькотемпературної фази, здатні до зростання при фазових перетвореннях, виявлені, наприклад, в аморфних складнолегованих сплавах Fe₄₀Ni₄₀B₂₀, ZrNbCuNiAl [10, 11] та ін. Дійсно, при різкому температурному перепаді сталі 14Г2 від температури аустенізації 950 °С до температур ізотермічного середовища 450-660 °С мінімально витратним з термодинамічної точки зору є миттєва трансформація «вморожених» центрів у зародки фериту критичного розміру, кількість та швидкість зростання яких лімітуються умовами тепловідведення за тієї чи іншої температури ізотермічного середовища [9]. Викладене положення дає однозначне пояснення виявленим експериментально фактам подрібнення зерна фериту, перлітної складової та включень мартенситу (бейніту) у сталі 14Г2 у міру зниження температури ізотермічної витримки. З цієї позиції стає ясною причина формування дещо збільшеного розміру феритного зерна, меншої дисперсності та більшої об'ємної частки інших складових (мартенситу (бейніту) або перліту) у разі мінімальної тривалості (10 с) витримки при температурі 450 °С, коли в експериментальних зразках сталі 14Г2 температура залишається ще високою.

Узагальнюючи отримані дані, можна стверджувати, що застосування ізотермічної витримки у температурному «зазорі» між кінцем феритного та початком бейнітного (мартенситного) перетворення дозволяє подрібнити зерно фериту та зміцнюючі складові сталі 14Г2. При подальшій обробці сталі 14Г2 ефекти подрібнення феритного зерна та дисперсності інших фаз (ділянок мартенситу-бейніту та перліту) зберігаються. Одержані при такій комбінованій обробці з витримкою в МКІТ ферито-мартенсито(бейніто)-перлітні структури в сталях відносять до особливого класу мультифазних структур [2]. Зокрема, варіантом обробки з ізотермічним розпадом аустеніту при 450 °С (витримка 60 с) та охолодженням на повітрі (режим 2,

порівняльний, без витримки в МКІТ – табл. 3) отримані порівняно з режимом 1 (табл. 3, без ізотермічного розпаду) дрібніше зерно фериту розміром 4,8 мкм (12 номер), досить дисперсні ділянки перліту (1-12 мкм), дрібні включення мартенситу (бейніту) та більш високий рівень властивостей міцності (табл. 3). При цьому значення механічних властивостей сталі 14Г2 після обробки за режимом 2 перевищують вимоги для класу 390 щодо тимчасового опору та ударної в'язкості, однак значення δ_5 близько до нижнього номіналу для цього класу міцності (табл. 3). Причиною цього служить переважне розташування перліту у вигляді включень по межах феритних зерен і в стиках їх потрійних кордонів, що перешкоджає розвитку пластичного перебігу сталі при розвитку деформації. Комбінована обробка за режимом 3 з ізотермічним розпадом при 660 °С (витримка 60 с), витримкою в МКІТ при 780 °С (15 хв) і подальшим охолодженням на повітрі не забезпечує переважних показників як за структурними характеристиками, так і механічними властивостями порівняно з режимом 2 (табл. 3). Такий сприятливий структурний фактор, як наявність значного об'єму перекристалізованого «нового» фериту з низькою щільністю дислокацій [2], нівелюється у разі режиму 3 вираженою смугастістю структури і наявністю великих включень мартенситу (бейніту) в протяжних ліквіаційних смугах середньої зони прокату із сталі 14Г2. Мікротвердість фериту загального обсягу сталі після обробки за режимом 3 становила 2215 МПа і знаходилася, таким чином, на рівні, властивому низьковуглецевим сталям (відповідно [14] – 2352-2695 МПа). Мікротвердість включень мартенситної (бейнітної) фази в ліквіаційних смугах – 4115-4410 МПа, дещо нижче за типову (7105-10290 МПа) для мартенситу низьковуглецевих сталей, отриманого різким гартуванням у воді від температур витримки в МКІТ [14]. Однак, наявність таких великих включень підвищеної твердості в ліквіаційних смугах середньої зони прокату зі сталі 14Г2 поряд з вираженою смугастістю в напрямку, перпендикулярному осі розтягування зразків при механічних випробуваннях, служить причиною в цій сталі при обробці за режимом 3 зниження δ_5 і порівняно невисокого (для отриманих показників міцності) значення КСУ⁻⁴⁰ (табл. 3).

Істотне підвищення загальної дисперсності структури та включень мартенситу (бейніту) у ліквіаційних смугах середньої зони прокату із сталі 14Г2, а також зниження смугастості її структури досягнуто при обробці за комбінованими режимами 4, 5 (рис. 2). Мікротвердість ліквіаційних смуг з такою диспергованою ферито-мартенситною (бейнітною) структурою для режимів 4, 5 з охолодженням на повітрі складала 3175-3312 МПа, що нижче наведеної вище для великих включень мартенситу (бейніту), отриманих у ліквіаційних смугах при обробці за режимом 3. Мікротвердість перліту при цьому складала 3050-3135 МПа. З цього випливає, що мікротвердість ліквіаційних смуг близька до такої для перліту. Це сприятливий чинник з погляду підвищення пластичності та в'язкості сталі. Характерним для структури сталі 14Г2, що пройшла обробку за цими режимами, є наявність прилеглих до перлітних та мартенситних (бейнітних) ділянок ободків

низькодислокаційного «нового» фериту (рис. 2 б), що сприяє [2] підвищенню пластичних і в'язких властивостей сталі.

Таким чином, у листовій сталі 14Г2 при комбінованій термічній обробці з витримкою в МКІТ, навіть, у разі повільного (на спокійному повітрі – $V_{\text{охол.}} \approx 2,0 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$) охолодження від температури витримки в МКІТ, показники механічних властивостей відповідають вимогам вищого (345) класу міцності згідно ДСТУ 8541:2015 (режими 1-3, табл. 3). При інтенсивному охолодженні від температури витримки в МКІТ повітряним струменем ($V_{\text{охол.}} \approx 7,0 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$) при випробуваннях комбінованих режимах 4, 5 гарантовано забезпечуються показники механічних властивостей на рівні класу міцності 390 за ДСТУ 8541:2015 (табл. 3), які для листової низьколегованої сталі 14Г2 зазвичай одержують шляхом гарту з відпуском, тобто з додатковими енергетичними витратами при проведенні цих операцій.

Встановлені закономірності формування структури та комплексу механічних властивостей листової низьколегованої сталі 14Г2 при розглянутих режимах комбінованої термічної обробки з витримкою МКІТ поширюються

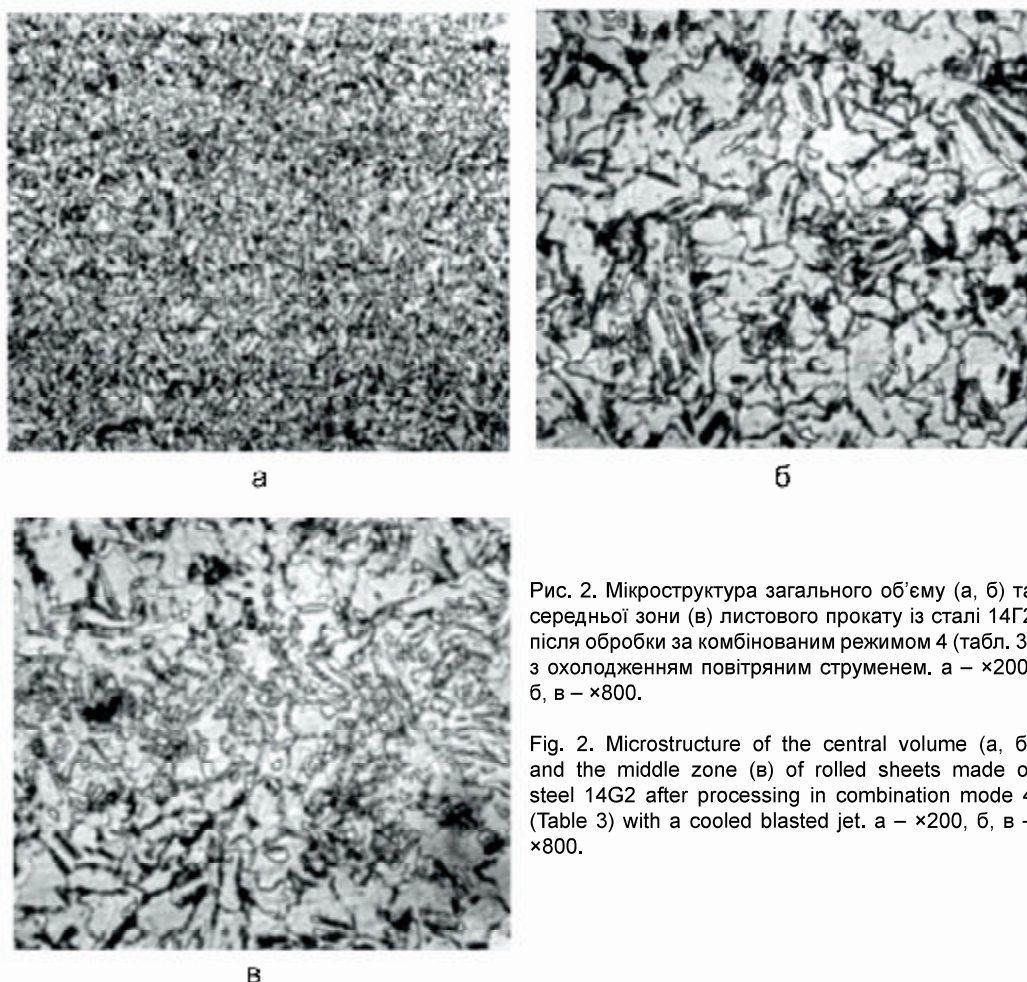


Рис. 2. Мікроструктура загального об'єму (а, б) та середньої зони (в) листового прокату із сталі 14Г2 після обробки за комбінованим режимом 4 (табл. 3) з охолодженням повітряним струменем. а – $\times 200$, б, в – $\times 800$.

Fig. 2. Microstructure of the central volume (а, б) and the middle zone (в) of rolled sheets made of steel 14G2 after processing in combination mode 4 (Table 3) with a cooled blasted jet. а – $\times 200$, б, в – $\times 800$.

на широку гаму марочних складів низьколегованих конструкційних сталей різного призначення.

За існуючими промисловими технологіями, для отримання класу міцності 390 в товстолистовому прокаті з низьколегованих сталей типу 14Г2 та з інших низьколегованих сталей, зазвичай застосовують операції гартування з окремого нагріву та відпуску, що викликають додаткові енергетичні витрати. У [13, 14] показано можливість реалізації енергоекономних технологій з використанням тепла прокатного нагрівання при виробництві товстолистого прокату з таких сталей. Сутність цих технологій полягає у застосуванні регульованого охолодження товстолистого прокату з низьколегованих сталей за чистовою клітиною стану 3600 до температур перлітного інтервалу та подальшої подачі цього прокату в розташовані в потоці стану нормалізаційні агрегати (гарячий посад) для проведення операцій прискореного відпуску або нормалізації. Для промислового випробування та освоєння такого роду енергоекономної технології термічної обробки товстолистого прокату з низьколегованих сталей у потоці ширококутових станів, оснащених нормалізаційними агрегатами, можуть бути рекомендовані комбіновані режими 4, 5 з витримкою в МКІТ (табл. 3) із скоригованими температурно-часовими параметрами. Комбіновані режими типу 4, 5, а також інші проаналізовані в цій роботі комбіновані режими термічної обробки з витримкою в МКІТ, з деякою видозміною температурно-часових параметрів, можуть, як менш енергозатратні, використовуватися замість діючих технологій при виробництві широкої гами машинобудівних виробів з низьколегованих сталей.

Література

1. Полякова А.М., Садовский В.Д. «Межкритическая закалка» конструкционных сталей // МиТОМ. – 1970. – №1. – С. 5-8.
2. Голованенко С.А., Коннова И.Ю., Байков А.И. и др. Получение двухфазных низколегированных сталей с повышенной пластичностью путем термической обработки // Сталь. – 1981. – № 9. – С. 65-71.
3. Лившиц Л.С., Щербакова В.С., Жовинская И.Л. Нормализация низколегированной стали с нагревом в межкритическом интервале температур // Сталь. – 1978. – № 5. – С.457-460.
4. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. – М.: Металлургия, 1986. – 207 с.
5. Кулеша В.А., Дегтярев В.Н., Хабибулин Д.М. и др. Влияние прокатки в двухфазной области на структуру и механические свойства, катанки и проволоки из стали 08Г2С // Бюллетень "Черная металлургия". – 2001. – № 6. – С.69-73.
6. Металловедение и термическая обработка стали. Справ. изд. Т.Ш. Термическая обработка металлопродукции / Под редакцией Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. – М.: Металлургия, 1983. – 216 с.
7. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
8. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.

9. Сидоренко О.Г., Федорова И.П., Волков К.В. Некоторые особенности формирования структуры на начальном этапе распада аустенита, подвергаемого термоциклированию // Проблемы современного материаловедения. – Днепропетровск: ПГАСА, 1999. – С. 39-40.
10. Гадзыра Н.Ф., Харьков Е.И., Якубцов И.А. Исследование распределения замороженных центров кристаллизации по размерам в аморфном сплаве Fe₄₀Ni₄₀B₂₀. – Металлофизика. –1989. – Т.11, № 1. – С. 88-92.
11. Kuhn U., Ekert J., Mattern N., Schultz L. ZnNbCuNiAl bulk metallic glass matrix composites containing dendritic bcc phase precipitates // Applied physics Letters. – 2002. – Vol. 80, No.14. – P. 2478-2480.
12. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. – М.: Наука, 1976. – 230 с.
13. Стародубов К.Ф., Узлов И.Г., Савенков В.Я. и др. Термическое упрочнение проката. – М.: Металлургия, 1970. – 368 с.
14. Спиваков В.И., Орлов Э.А., Бабицкий М.С., Савенков В.Я. Упрочняющая термическая обработка толстых листов с прокатного нагрева // Термическая и термомеханическая обработка стали: Тематич. отрасл. сб. научн. тр. – М.: Металлургия. – 1984. – С. 55-59.

References

1. Polyakova A.M., Sadovsky V.D., *MiTOM*, 1970, No.1, pp. 5-8[in Russian].
2. Golovanenko S.A., Konnova I.Yu., Baikov A.I., *Steel*, 1981, No. 9, pp. 65-71 [in Russian].
3. Livshits L.S., Shcherbakova V.S., Zhovinskaya I.L., *Steel*, 1978, No. 5, pp. 457-460 [in Russian].
4. Golovanenko S.A., Fonshtein N.M. *Dvukhfaznyye nizkolegirovannyye stali* (Two-phase low-alloy steels), M.: Metallurgy, 1986, 207 p. [in Russian].
5. Kulesha V.A., Degtyarev V.N., Khabibulin D.M., *Byulleten' "Chernaya metallurgiya"*, 2001, No. 6, pp. 69-73 [in Russian].
6. Bernshtein M.L., Rakhshadt A.G. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka stali* (Metal science and heat treatment of steel), M.: Metallurgy, 1983, Vol. 3, 216 p. [in Russian].
7. Bernshtein M.L., Zaimovsky V.A., Kaputkina L.M. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* (Thermomechanical processing of steel), Moskva: Metallurgy, 1983, 480 p. [in Russian].
8. Pickering F.B. *Fizicheskoye metallovedeniye i razrabotka staley* (Physical metallurgy and development of steels), M: Metallurgy, 1982, 184 p. [in Russian].
9. Sidorenko O.G., Fedorova I.P., Volkov K.V. *Nekotoryye osobennosti formirovaniya struktury na nachal'nom etape raspada austenita, podvergayemogo termotsiklirovaniyu* (Some features of the formation of the structure at the initial stage of the decomposition of austenite subjected to thermal cycling), *Problemy sovremennogo materialovedeniya*, Dnepropetrovsk: PGASA, 1999, pp. 39-40 [in Russian].
10. Gadzyra N.F., Kharkov E.I., Yakubtsov I.A., *Metallfizika*, 1989, Vol. 11, No. 1, pp. 88-92 [in Russian].
11. Kuhn U., Ekert J., Mattern N., Schultz L., *Applied physics Letters*, 2002, Vol. 80, No. 14, pp. 2478-2480 [in English].
12. Grigorovich V.K. Tverdost' i mikrotverdost' metallov (Hardness and microhardness of metals), M.: Nauka, 1976, 230 p. [in Russian].

13. Starodubov K.F., Uzlov I.G., Savenkov V.Ya. *Termicheskoye uprochneniye prokata* (Thermal hardening of rolled products), М.: Metallurgy, 1970, 368 p. [in Russian].
14. Spivakov V.I., Orlov E.A., Babitsky M.S., Savenkov V.Ya. *Termicheskaya i termomekhanicheskaya obrabotka stali: Tematich. otrasl. sb. nauchn. tr.*, М.: Metallurgy, 1984, pp. 55-59 [in Russian].

Одержано 16.02.23

V. L. Plyuta, G. V. Levchenko, A. M. Nesterenko

Structure formation and properties of sheet structural steels in the modes of ordinary and combined heat treatment with exposure in the intercritical temperature range

Summary

The features of the structure, the nature of the distribution of alloying elements and impurities between the structural components of sheet low-alloy steels that have undergone heat treatment with exposure in the intercritical temperature interval (ICTI), the structure formation and mechanical properties of these steels after the combined regimes of heat treatment with exposure in the ICIT were investigated.

The analysis of the distribution of elements among the structural components of the studied low-alloy steels allowed us to establish that during heat treatment with direct exposure in the ICTI, such elements as manganese, chromium, aluminum, vanadium, sulfur, and phosphorus are concentrated mainly in the strengthening martensitic-bainite phase, while nickel, silicon and titanium are evenly distributed between the strengthening phase and ferrite. The conducted research on the example of sheet low-alloy steel 14G2 shows that the effects of grinding of ferritic grain, pearlitic and martensitic (bainite) components during combined processing with exposure in ICTI can be caused by implementation at low (450-550 °C) temperatures of isothermal decomposition the mechanism of multiple nucleation of ferrite microcrystals. It was established that the combined regimes with exposure in ICTI allow, without the application of hardening and tempering operations, to achieve in sheet low-alloy steel 14G2 mechanical properties at the level of strength class 390 according to DSTU 8541:2015 with yield strength values of 422-425 MPa and with high plasticity and impact viscosity. Therefore, the use of these modes in a modified form can be recommended for the creation of end-to-end energy-saving technologies of heat treatment with exposure in the ICTI of low-alloyed steel sheet in the flow of thick-sheet mills equipped with normalization units.

Keywords: structure formation, intercritical temperature interval, isothermal decomposition, martensitic-bainite phase, combined regime.