

Bibliography:

1. Synergetic and Fractals in materials science / V.S. Ivanova [and others]. – M. : Nauka, 1994. – 383 p. (Rus.)
2. Bolshakov V.I. Reasons that have led to the emergence of the theory of fractals and especially its application in materials science / V.I. Bolshakov, Yu.I. Dubov, A.E. Bardah // Starodubovskie chteniya. – 2002. – P. 43-52. (Rus.)
3. Bunin I.Zh. Multifractals in assessing the dissipative properties of metallic materials / I.Zh. Bunin, A.G. Kolmakov, G.V. Vstovskiy // Metally. – 1998. – №1. – P. 103-106. (Rus.)
4. Vstovsky G.V. Multifractal parametrization of structures in material science / G.V. Vstovsky, I.J. Bunin // J. Advanc. Mater. – 1994. – V.1. – №3. – P. 230.
5. Bobro Yu.G. Determination of the fractal surfaces indexes according to SEM-stereo measurements / Yu.G. Bobro, V.N. Melnik, A.V. Shostak, V.U. Voloshin // Metally. – 1999. – №3. – P. 109-113. (Rus.)
6. Trefilov V.I. The fractal dimension of fracture surfaces / V.I. Trefilov, V.V. Kartuzov, N.V. Minakov // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. – 2001. – №3. – P. 10-13. (Rus.)
7. Ivaschenko V.Yu. The influence of TCT on the properties of roller's steel / V.Yu. Ivaschenko // Zakhist metalurgii i mashin vid polomok : Interuniversity thematic collection of scientific papers / PGTU. – Mariupol, 2000. – №. 5. – P. 257-261. (Rus.)
8. Ivaschenko V.Yu. The influence of TCT with variable parameters on the state of the substructure and the properties of roller's steel / V.Yu. Ivaschenko, F.K. Tkachenko // Novi materialy i tehnologii v metalurgii ta mashinobuduvanni. – 2004. – №2. – P. 16-18. (Rus.)
9. Fedyukin V.K. Thermocyclic treatment of metals and machine parts / V.K. Fedyukin, M.E. Smagorinskiy. – L. : Mashinostroenie, 1989. – 255 p. (Rus.)

Рецензент: Л.С. Малінов
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПДТУ»

Стаття надійшла 24.11.2014

УДК 669.15-194.57:620.186

© Грешта В.Л.*

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ
ХОЛОДНОКАТАНИХ ЛИСТОВИХ ФЕРИТНИХ
КОРОЗИЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ**

В роботі досліджено вплив термічної обробки гарячекатаного підкату на структуру холоднокатаних листових феритних корозійностійких сталей. Встановлено, що оптимальним варіантом попередньої термічної обробки гарячекатаного підкату є відпал при 800 °С – 4 години. Це приводить до утворення максимальної кількості карбідів, що обумовлює більш високий рівень структурної стабільності при рекристалізації (960-980 °С) холоднодеформованого металу порівняно з іншими режимами.

Ключові слова: карбіди, рекристалізація, холодна деформація, домішки, мікроструктура, гартування.

Грешта В.Л. Исследование влияния термической обработки на структуру холоднокатаных листовых ферритных коррозионностойких сталей. В работе исследовано влияние термической обработки горячекатаного подката на структуру холоднокатаных листовых ферритных коррозионностойких сталей. Установлено, что оптимальным вариантом предварительной термической обработки горячекатаного подката является отжиг при 800 °С – 4 часа. Это приводит к об-

* канд. техн. наук, доцент, Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя, greshhta@zntu.edu.ua

разованию максимального количества карбидов, что обуславливает более высокий уровень структурной стабильности при рекристаллизации (960-980 °C) холодно-деформированные металла по сравнению с другими режимами.

Ключевые слова: карбиды, рекристаллизация, холодная деформация, примеси, микроструктура, закалка.

V.L. Greshka. Investigation of the effect of heat treatment on the structure of the cold-rolled ferrite stainless steels. The work presents the estimation of a factor, namely, the solid solution super saturation by carbon and nitrogen on crystalline nature of high-chromium ferrite (HCF) in defining the inhibition mechanism of recrystallization processes in ferritic stainless steel. The essence of the study was to conduct an additional heat treatment of hot (h/r) tackle for the following modes: annealing 800 °C - 4 hours, tempering with temperatures of 900, 1000, 1100 °C after exposure to 1 min/mm. It is established that the determining factor that influences the amount of the carbide phase in c/r sheet is prior treatment of h/r tackle. A definite connection between the volume fraction of the secondary phase and the degree of cold deformation was observed. In the structure of cold-rolled sheet the same pattern with respect to the degree of implementation processes allocation of excess phases is maintained as in hot-rolled, after appropriate heat treatment. The smallest amount of the secondary phase structure was observed in the letter after hardening from 1100 °C - 1 min/mm. The reason is the thermodynamic state of HCF, to which at 1100 °C all the excess carbon and nitrogen must exist in solid solution. Thus, it is found that according to the present analysis of structural changes it should be noted that the best option of thermal prior treatment of h/r tackle is the annealing at 800 °C – 4 hours.

Keywords: carbides, recrystallization, cold deformation, impurities, microstructure, hardening.

Постановка проблеми. Технологічний процес металургійної переробки високохромистих сталей феритного класу на гарячекатаний (г/к) і холоднокатаний (х/к) лист характеризується рядом особливостей і потребує чіткого контролю щодо термодформаційних режимів його проведення. Відсутність поліморфних перетворень в цих сталях обумовлює необхідність пошуку компромісних рішень при призначенні температурних режимів прокатки, виходячи з позиції мінімального навантаження на обладнання і запобігання інтенсивному росту зерна.

Оскільки інтенсивний ріст зерна в сталях феритного класу спостерігається вже при 850 °C, то в процесі 12-ти годинної витримки зливків в нагрівальних колодязях при відповідних температурних режимах в них утворюється крупнозерниста структура.

Присутність дисперсних карбідів в структурі слябів може відігравати позитивну роль в плані реалізації бар'єрного механізму міграції висококутових меж при більш високотемпературному нагріві слябів під гарячу прокатку.

Прокатка слябів проводиться із значною інтенсивністю $\dot{\epsilon}=5\text{ c}^{-1}$, температура завершення деформації за різними технологічними режимами знаходиться в межах 850-920 °C. Збереження волокнистої структури в підкаті, не зважаючи на те що деформація закінчується при температурах вищих порогу рекристалізації (780 °C), скоріше пов'язано із значним пересиченням твердого розчину атомами домішок, що відбувається в процесі попереднього нагріву слябів під прокатку до 1280-1300 °C.

Встановлення закономірностей впливу домішок, розчинених в матричному фериті, на динаміку розвитку процесів знеміцнення може мати практичне значення при оптимізації режимів термічної обробки г/к підкату.

Враховуючи, що температурний поріг рекристалізації для феритних корозійностійких сталей типу 08X18T1 відповідає значенню 780 °C [1, 2], то є певна можливість проведення термічної обробки г/к підкату при більш низьких температурах ніж 950 °C, що повинно забезпечувати більший ступінь чистоти високохромистого фериту (ВХФ) по відношенню до атомів вуглецю і азоту.

В свою чергу, структурний стан г/к підкату впливає на механічні властивості х/к листа. При цьому рядом промислових експериментів показано, що технологічні режими холодної

прокатки і подальшої рекристалізаційної обробки також можуть значною мірою впливати на формування кінцевого комплексу властивостей. Як правило, отримання певних співвідношень між показниками міцності σ_S , σ_B і пластичності δ_5 і δ_r пов'язують із формуванням певного розміру зерна фериту в процесі рекристалізації, який в свою чергу визначається ступенем попередньої холодної деформації.

Режим холодної деформації є дуже важливим технологічним фактором, але зміну властивостей при певних варіаціях цього параметру слід пов'язувати не стільки із самим розміром зерна, скільки із їх внутрішньою будовою і кристалографічною орієнтацією.

Формування певних орієнтаційних співвідношень в структурі відбувається в процесі рекристалізаційної обробки х/к листа при температурі 960-980 °С. Термочасові умови проведення даної операції вибираються з позицій максимальної інтенсифікації технологічного процесу, тому під час даної обробки встигають реалізуватись лише явища, пов'язані із переорієнтацією кристалічної структури.

Таким чином, виробництво тонколистових феритних корозійностійких сталей по наведеному вище технологічним режимам призводить до формування в х/к листі нерівноважної структури із пересиченими атомами вуглецю і азоту твердим розчином, що в результаті негативно позначається на технологічних і механічних властивостях.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Відповідно із проведеним аналізом літературних даних слід зазначити, що технологічні параметри виробництва листових стабілізованих титаном феритних корозійностійких сталей значною мірою впливають на формування структури і кінцевого комплексу механічних властивостей [1-3]. Незадовільна здатність до пластичного деформування листового металопрокату цих сталей може бути пов'язана з особливостями кристалічної природи ВХФ, а також з пересиченням сталі атомами впровадження в процесі високотемпературних нагрівів заготовок і подальшої гарячої деформації.

Покращення технологічних властивостей представляється можливим при впровадженні в загальну технологічну низку металургійної переробки додаткової термічної обробки г/к підкату, яка б сприяла очищенню твердого розчину від надлишкових атомів вуглецю і азоту при утворенні карбонітридів.

На цей час в літературі недостатньо з'ясовані питання стосовно особливостей характеру розчинності атомів впровадження і динаміки їх перерозподілу між твердим розчином і карбідною фазою в сталях із структурою ВХФ при сумісному впливі високої температури і пластичної деформації. Дефекти кристалічної будови (дислокації, вакансії) змінюють термодинамічні властивості твердого розчину і при взаємодії з елементами впровадження суттєво впливають на кінетику процесів утворення і подальшого росту карбідних зародків під час термічної обробки.

Таким чином, встановлення загального механізму структуроутворення в стабілізованих титаном феритних корозійностійких сталях під час металургійної переробки і додаткових операцій термічного впливу є актуальною проблемою при вирішенні практичних завдань стосовно покращення їх механічних і технологічних властивостей.

Мета роботи – дослідити вплив технологічних режимів проміжної термічної обробки гарячекатаного підкату на характер структурних змін пов'язаних із перерозподілом домішкових атомів впровадження та трансформацією зеренної будови.

Викладення основного матеріалу. Для стабілізації структури і властивостей кінцевого металопрокату листових феритних корозійностійких сталей в технологічній низці слід передбачити проміжну термічну обробку підкату, яка б сприяла певному очищенню твердого розчину від атомів вуглецю і азоту і тим самим призводила до зменшення крихкості високохромистих сталей.

Враховуючи, що домішки впровадження існують в структурі високохромистих сталей в різних формах (в вільному стані – в твердому розчині і домішкових атмосферах та в зв'язаному – у вигляді первинних і вторинних фаз карбонітридного типу) і під час технології виготовлення металопрокату вони постійно змінюються, в умовах промислового виробництва було проведено експеримент по визначенню впливу термічної обробки гарячекатаного підкату на структурні зміни в холоднокатаному листі.

Під час цього експерименту одночасно намагались оцінити, який із факторів, а саме пересиченість твердого розчину вуглецем і азотом чи сама кристалічна природа ВХФ, є визначальним чинником в механізмі гальмування рекристалізаційних процесів в феритних корозійнос-

тійких сталях. Сутність його полягала в проведенні додаткової термічної обробки г/к підкату, за такими режимами: відпал 800°C (витримка 4 години), гартування з температур 900, 1000, 1100°C після витримки 1 хв/мм.

В роботі використовували сталь марки 08X18Г1 виплавлену в електродугових печах заводу «Дніпроспецсталь» відповідно до ТУ 14-1-3383-82. Хімічний склад приведено у таблиці. Вміст залишкових елементів – відповідно до ГОСТ 5632-72.

Таблиця

Хімічний склад сталі 08X18Г1, % (мас.)

Марка сталі	C	Mn	Si	Cr	Ti	Ni	Cu	S	P
08X18Г1	0,08	0,40	0,41	18,31	0,77	0,24	0,15	0,006	0,032

За експериментальними даними (отриманими для рівноважних умов), розчинність вуглецю у ВХФ зростає, починаючи від температури 650°C і досягає максимального значення при температурі 1050-1100°C [3].

Таким чином, вибрані температури обробки г/к підкату повинні забезпечувати певний рівень легованості твердого розчину по атомам домішок впровадження і різну кількість вторинної фази в структурі.

Оцінку впливу термічної обробки на характер структурних змін робили на основі результатів мікроскопічного аналізу зразків, які були відібрані після операції стравлювання окалини лужно-кислотним способом із температурою розплаву лугів 475-500 °C з витримкою в цій ванні 5 хв.

Мікроструктурний аналіз проводили на шліфах, які хімічним способом травили в реактиві Вілела складу:

пiкринова кислота 1 гр;
соляна кислота 5 мл;
етиловий спирт 95 мл.

Тривалість травлення шліфів в залежності від режимів термічної обробки складала 5-15 хв. Мікроструктуру вивчали на мікроскопі МИМ-8М при збільшенні 200-1000 разів.

Відпал г/к підкату при 800 °C сприяє проходженню первинної рекристалізації (площа перетину зерна $F - 2800 \text{ мкм}^2$) і одночасному виділенню вторинної фази по старим фрагментованим частинам структури (межах блоків). Причому в верхніх шарах листів, які підлягали більш значному ступеню деформації і рекристалізувались раніше, загальна частка частинок карбідної фази була значно вища ніж у серцевині (рис. 1). Про більш низький рівень енергії активації і неповноту проходження рекристалізаційних процесів в середній частині металу свідчить вигляда форма висококутових границь. За цих обставин гіпотетично можна висловити припущення про те, що інтенсивність розвитку процесів розпаду пересиченого твердого розчину ВХФ визначається мірою зменшення загальної кількості дефектів лінійного походження під час руху фронту рекристалізації.

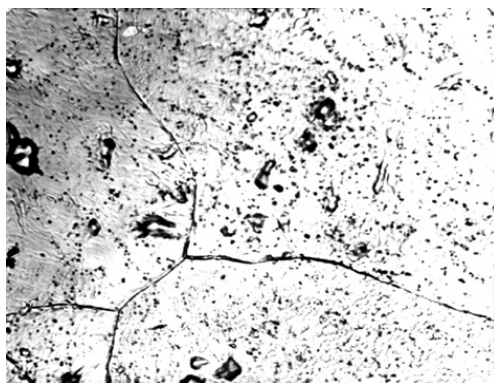


Рис. 1 - Мікроструктура верхніх шарів сталі після відпалу г/к підкату при 800°C – 4 год., $\times 1000$

Гартування підкату з температур 900 і 1000 °C (витримка 1 хв/мм) також призводить до проходження рекристалізаційних процесів, але ступінь їх розвитку в залежності від температури дещо відрізняється. В підкаті, загартованому з температури 900 °C, рекристалізація явно почалась в окремих місцях за рахунок коалесценції субзерен (рекристалізація *in situ*), в деяких зернах зберігається певна направленість відносно напрямку деформації (площа перетину зерна $F - 1900 \text{ мкм}^2$). В рекристалізованих об'ємах спостерігали виділення карбідів у вигляді строчок, причому об'ємна частка надлишкової вторинної фази була значно меншою, ніж в підкаті після відпалювання. Причиною формування саме такої структури, вочевидь, є неповне проходження рекристалізаційних процесів, більш інтенсивний розвиток

яких лімітується даними термочасовими умовами обробки і низькою рухомістю дислокацій внаслідок пересиченості об'єму атомами впровадження.



Рис. 2 - Мікроструктура горячекатаного підкату після гартування з 1000°C – 1 хв/мм, $\times 1000$



Рис. 3 - Мікроструктура горячекатаного підкату після гартування з 1100°C – 1 хв/мм, $\times 1000$

Підвищення температури гартування до 1000 °C сприяє інтенсифікації дифузійних процесів, що ілюструється помітними змінами в мікροструктурі. Рекристалізація пройшла більш ніж на половину (площа перетину зерна $F - 2300 \text{ мкм}^2$), при цьому значно зросла кількість вторинної фази (рис. 2). Слід зауважити, що розташування дисперсних частинок в межах одного зерна носить фрагментований характер, але їх кількість неоднорідна в окремих кристалітах. Даний факт є деяким підтвердженням гіпотези стосовно того, що по мірі підвищення температури обробки і наближення її до границі максимальної розчинності атомів вуглецю і азоту в ВХФ, процес його розпаду відбувається по певним кристалографічним площинам.

Термічна обробка підкату при температурі 1100 °C приводить до значної інтенсифікації процесу перерозподілу дислокацій і як наслідок в структурі пройшла первинна і майже повністю завершилась збиральна рекристалізація (площа перетину зерна $F - 3500 \text{ мкм}^2$). Поясненням відсутності вторинної фази в структурі (рис. 3) в даному випадку може бути формування певного термодинамічного стану системи, за яким весь вільний вуглець знаходиться в твердому розчині. Іншими словами, температура гартування 1100 °C відповідає границі максимальної розчинності атомів вуглецю і азоту у ВХФ, в зв'язку з чим він просто не виділяється під час обробки при цих температурах із твердого розчину.

Аналіз мікροструктури г/к підкату після термічної обробки свідчить про наявність деякого гармонічного закону змін як кристалічної структури,

так і структурного стану твердого розчину відносно розчинених в ньому домішок.

В свою чергу форма зерна, ступінь завершеності рекристалізації, процеси виділення карбідів знаходяться в певній залежності від режиму попередньої термічної обробки горячекатаного підкату.

В листі товщиною 1,0 мм після відпалу г/к підкату при 800 °C (4 години), зерна мають відносно правильну огранку, що вказує на повну завершеність первинної рекристалізації (рис. 3). В листі, г/к підкат якого був загартований з 900 °C (товщина 1,0 мм), також слід відмітити низький рівень енергії висококутових границь, але розмір зерна був дрібніший ніж після відпалу і гартування з 1000 °C і 1100 °C.

Такий характер залежності розмірів зерен від режимів термічної обробки зберігається майже при всіх ступенях деформації. Аналіз мікροструктур зразків, які були продеформовані на товщину 2,5 мм, потребує звернути увагу на той факт, що в випадку відпалу підкату при 800 °C (4 години), розмір зерна в холоднокатаному листі був найменшим із усіх режимів термічної обробки г/к підкату, що розглядаються. Поясненням цьому вочевидь є той факт, що при невеликих ступенях деформації 35-45 %, які обумовлюють більш низький рівень енергії активації первинної рекристалізації, більшої сили набувають процеси збиральної рекристалізації, частинки вторинної фази які були в підкаті що відпалювався, відіграють ефективну роль в гальмуванні міграції границь зерен. В випадку гартування підкату з 1100 °C, коли в твердому розчині розчиняється максимальна кількість елементів впровадження і в структурі були відсутні виділення вторинної фази, в листі товщиною 2,5 мм взагалі спостерігали аномально великий ріст зерна.

При більш високих ступенях холодної деформації 50-70 % цей ефект втрачається.

Оцінку характеру виділення карбідів в холоднокатаному листі після різних режимів попередньої обробки робили на основі мікроскопічних досліджень структури при збільшенні $\times 1000$.

В плані загального висновку слід відмітити, що визначальним фактором, який впливає на кількість карбідної фази в х/к листі, є температура попередньої обробки г/к підкату. Певного зв'язку між об'ємною часткою вторинної фази і ступенем холодної деформації не спостерігали.

В структурі холоднокатаного листа зберігається така сама закономірність стосовно ступеня реалізації процесів виділення надлишкових фаз, як і в гарячекатаному підкаті після відповідних режимів термічної обробки.

Найбільшу кількість вторинної фази було зафіксовано в листі, г/к підкат якого відпалювався при $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (4 години) (рис. 4). При порівняльному аналізі кінцевої і вихідної структури необхідно відмітити зменшення кількості дисперсних частинок в межах кожного кристаліта після рекристалізаційної обробки х/к листа, що вочевидь є слідством розвитку процесів коагуляції карбідів.

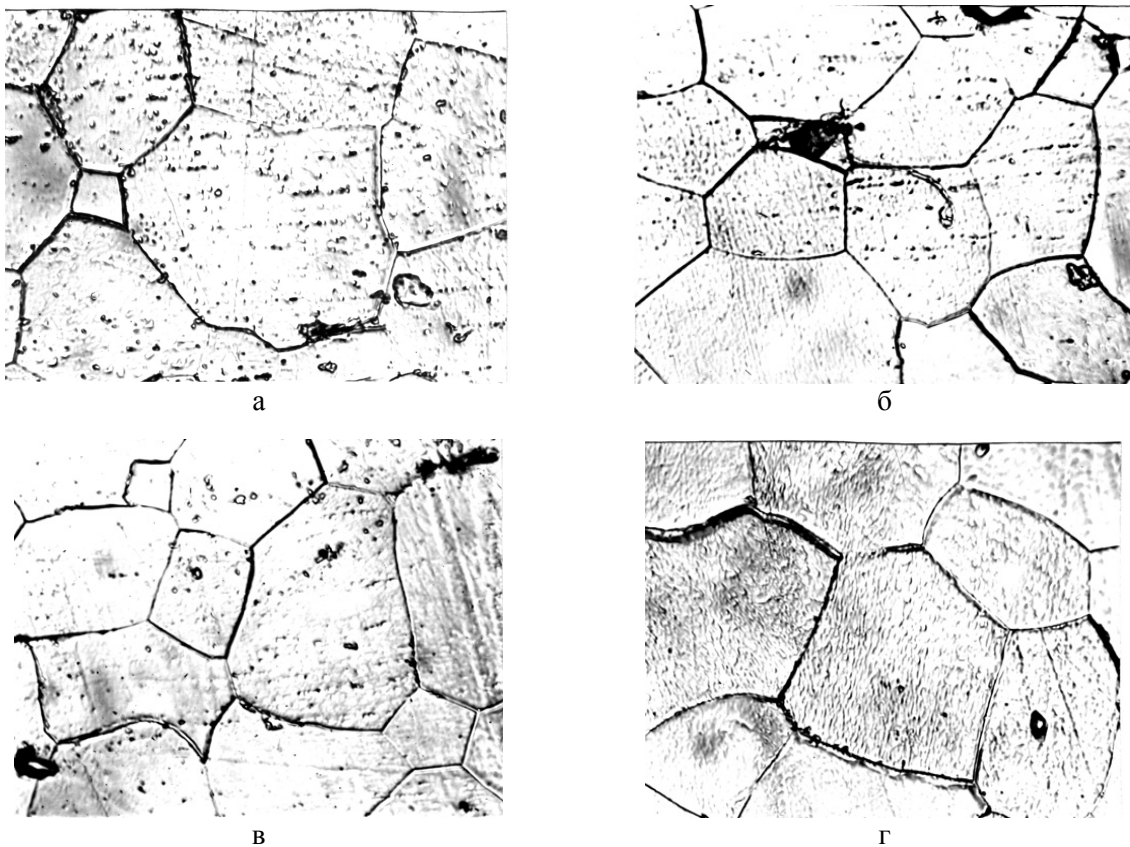


Рис. 4 - Структура холоднокатаного листа товщиною 1,5 мм після рекристалізаційної обробки в БГА-2, $\times 1000$: попередня термообробка а – відпал г/к підкату $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ – 4 год; б – гартування г/к підкату $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ – 1 хв/мм; в – гартування г/к підкату $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ – 1 хв/мм; г – гартування г/к підкату $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ – 1 хв/мм, $\times 1000$

Після рекристалізаційної обробки х/к листа, г/к підкат якого був загартований з $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ – 1 хв/мм, зберігається загальний характер розподілу дисперсних фаз, які розташовуються в полі шліфа в вигляді строчок. Проте порівняно із вихідним станом кількість частинок в структурі суттєво зменшується (рис. 4).

В структурі х/к листа, в випадку гартування г/к підкату з $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, хоча і спостерігали одиночні виділення карбідів, також слід відмітити тенденцію до зниження об'ємної частки карбідів порівняно з вихідним станом (рис. 2, 4). В цьому випадку такі зміни слід пов'язувати із більш повною стадією розвитку процесів коагуляції та початком вибіркового розчинення кар-

бідних фаз у твердому розчині.

Зворотню картину розвитку процесів розчинення-виділення в матеріалі гарячекатаного підкату після гартування 1000 °С (1 хв/мм), слід трактувати як прагнення системи зменшити рівень вільної енергії, яка була накопичена під час гарячої прокатки, шляхом реалізації процесу розпаду пересиченого твердого розчину. Повторне нагрівання під час рекристалізаційної обробки холоднокатаного листа при температурі 980 °С сприяє формуванню більш рівноважного стану системи, при якому зростає кількість вуглецю, розчиненого у ВХФ, і відповідним чином зменшується кількість вторинної фази в структурі.

Найменшу кількість вторинної фази в структурі було зафіксовано в листі після гартування від 1100 °С – 1 хв/мм (рис. 4). Причиною цьому є термодинамічний стан ВХФ, за яким при температурі 1100 °С весь надлишковий вуглець і азот повинні існувати у твердому розчині.

Висновки

Відповідно з представленим аналізом структурних змін слід зазначити, що оптимальним варіантом попередньої термічної обробки г/к підкату є відпал при 800 °С (4 години). При цьому максимальна кількість розчинених в об'ємі домішок переводиться в карбіди, природа і розмір яких згідно із формулою Томсона-Конобієвського обумовлюють більш високий рівень структурної стабільності при рекристалізації (960-980 °С) холоднодеформованого металу порівняно з іншими режимами.

Список використаних джерел:

1. Шабуров Д.В. Влияние температуры и степени деформации при повторной горячей прокатке на ударную вязкость ферритной стали 08X18T1 / Д.В. Шабуров, А.В. Панов, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева // Известия Челябинского научного центра. – 2004. – Вып. 2 (23). – С. 61-64.
2. Пачурин Г.В. Эксплуатационные свойства штампуемых листовых сталей / Г.В. Пачурин, Н.А. Кузьмин // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2014. – №5. – С. 31-36.
3. Мищенко В.Г. Формирование структуры и свойств высокохромистой стали 03X22Ю5БФч при термомеханической обработке / В.Г. Мищенко, И.Н. Лазечный // Литье и металлургия. – 2002. – №4. – С. 79-81.
4. Коломбье Л. Нержавеющие и жаропрочные стали / Л. Коломбье, И. Гохман. – М. : Металлургия, 1958. – 479 с.
5. Химушин Ф.Ф. Нержавеющие стали / Ф.Ф. Химушин. – М. : Металлургия, 1967. – 798 с.
6. Растворимость углерода в высокохромистой стали X25 и ее свойства / В.И. Саррак, И.А. Томилин, С.О. Суворова, И.С. Головин, М.Н. Косарева // Взаимодействие дефектов кристаллической решетки и свойства металлов. – Тула, 1983. – С.149-156.

Bibliography:

1. Shaburov D.V. Influence of temperature and degree of deformation after repeated hot rolling on the toughness of ferritic steel 08Cr18T1 / D.V. Shaburov, A.V. Panov, D.A. Mirzaev, I.L. Yakovleva // Proceedings of the Chelyabinsk Scientific Center – 2004. – Vol. 2 (23). – P. 61-64. (Rus,)
2. Pachurin G.V. Operational properties of stamped steel sheet / G.V. Pachurin, N.A. Kuzmin // International Journal of Applied and Basic Research. – 2014. – №5. – P. 31-36. (Rus,)
3. Mishchenko V.G. Formation of structure and properties of high-chromium steel 03Cr22Yu5BFch with thermomechanical processing / V.G. Mishchenko, I.N. Lazechny // Casting and metallurgy. – 2002. – №4. – P. 79-81. (Rus,)
4. Colombier L. Stainless and heat resisting steel / L. Colombier, I. Hochman. – М. : Metallurgiya, 1958. – 479 p. (Rus,)
5. Khimushin F.F. Stainless steel / F.F. Himushin. – М. : Metallurgiya, 1967. – 798 p. (Rus,)
6. The solubility of carbon in the high-chromium steel X25 and its properties / V.I. Sarrak, I.A. Tomilin, S.O. Suvorov, I.S. Golovin, M.N. Kosarev // Interaction of lattice defects and properties of metals. – Tula, 1983. – P. 149-156. (Rus,)