

УДК 669.141.24

DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2022.97.0.48

ПОЄДНАННЯ В ЄДИНОМУ ТЕХНОЛОГІЧНОМУ ПРОЦЕСІ ШВИДКІСНОГО ЗНЕМЦІНЮВАЛЬНОГО ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ ТА АЛІТУВАННЯ ЗАГОТОВОК ІЗ ЛИСТОВОЇ СТАЛІ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ТРУБОК ПАРОНАГРІВАЧІВ

Дощечкіна І. В., Терещенко Д. С.

Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Установлені оптимальні параметри швидкісних режимів циклічного рекристалізаційного відпалу, перестарювання та поверхневого алітування заготовок із холоднокатаної тонколистової сталі 08кп, які забезпечили необхідну структуру й властивості для якісного та бездефектного виготовлення холодним деформуванням електрозварних трубок паронагрівачів та сприяли підвищенню їхньої довговічності в процесі експлуатації в умовах підвищених температур, значного тиску та агресивного середовища.

Ключові слова: трубки паронагрівачів, холоднокатаний лист, сталь 08кп, швидкий нагрів і охолодження, рекристалізаційний відпал, перестарювання, структура, властивості, алітування.

Вступ

Одним із найбільш поширених видів металопродукції є холоднокатаний тонкий сталевий лист (завтовшки до 2 мм), виробництво якого становить понад половину загального обсягу прокату й продовжує зростати, а споживання стає все більш різноманітним і варіативним.

Для тонкостінних виробів, що не зазнають в умовах експлуатації значного навантаження, але потребують високої технологічної пластичності матеріалу для складних процесів холодного деформування в процесі їхнього виготовлення, широко застосовують листові низьковуглецеві сталі 08кп, 08пс, 08Ю [1].

У процесі виготовлення виробів із холодного листового прокату названих сталей значний обсяг становлять тонкостінні трубки різного сортаменту та призначення. Для електрозварних трубок паронагрівального обладнання використовують сталь 08кп. Під час їхнього виготовлення зміна форми й розмірів листових заготовок здійснюється різними видами складної холодної деформації, і для цього сталь повинна мати високу технологічну пластичність, що забезпечується знемцнювальним термічним обробленням. Проте підприємства нерідко стикаються із проблемою поганої деформованості заготовок, що призводить до відчутних економічних втрат. Крім того, споживачі залежно від призначення й умов експлуатації трубок висувують свої вимоги як до підвищення міцності, так і пластичності сталі (корозійної стійкості, жароміцності, зносо-

стійкості тощо). Ковпакові печі й агрегати безперервного термічного оброблення, які використовують листовий прокат, змотаний в рулони, для покращення якості окремих заготовок із вже готового листа, не придатні. Для вирішення цих проблем розроблення нових прогресивних технологій термічного оброблення холоднокатаної листової сталі для підвищення як технологічних, так і службових характеристик є актуальним питанням.

Аналіз публікацій

Тонколистовий метал економічно значно вигідніше виготовляти за допомогою холодної прокатки, бо скорочуються витрати виробництва та зменшується собівартість; якість і властивості стану його поверхні значно кращі, ніж у гарячекатаного листа [2–4].

Із холоднокатаного листа вироби виготовляють способами холодного пластичного деформування, і сталь повинна мати високу технологічну пластичність і забезпечити бездефектне формоутворення тиском. Традиційним способом знемцнення тонколистових низьковуглецевих сталей (08кп, 08пс, 08Ю) є рекристалізаційний відпал рулонів у садочних ковпакових печах [5–8]. Для киплячих сталей призначають температуру в межах від 680 °С до 700 °С [5]. Це найбільш тривала й не продуктивна операція в технологічному процесі виробництва листової сталі, яка має і значні недоліки. Крім того, підприємства стикаються з проблемою дефектного деформування виробів із заготовок внаслідок деформаційного старіння, а мето-

дів виправлення браку відпалених холоднокатаних готових листових заготовок не існує.

Завданням цієї роботи було забезпечення високих технологічних та експлуатаційних властивостей готовим заготовкам зі сталі 08кп для виготовлення електрозварних трубок паронагрівальних приладів, які працюють в умовах значного тиску, підвищених температур, агресивного середовища. Технологія виробництва таких трубок вимагає різних видів складної холодної пластичної деформації для здійснення процесів формозміни, отже, сталь повинна мати високу пластичність і здатність до складного витягування [9]. Водночас трубки мають бути вібростійкими, здатними витримувати значний внутрішній тиск, мати точну геометрію, високу якість внутрішньої та зовнішньої поверхні для нанесення корозійностійкого покриття. За вимогами споживача заготовки для трубок повинні мати такі властивості: $\sigma_b = 340\text{--}350$ МПа, $\sigma_T = 250\text{--}260$ МПа, δ не менше ніж 33 % і не піддаватися природному старінню з часом. Термообробленням листового прокату як в ковпакових печах, так і в агрегатах безперервного термічного оброблення такі вимоги задовольнити не можливо.

Дешевим і універсальним для захисту від окислення виробів за умови підвищених температур повітряної атмосфери, у воді, в інших більш агресивних середовищах є алюмінієве покриття [10].

Алітуванню частіше за все піддають прокат (листи, дріт, труби) із низьковуглецевих сталей, бо з підвищенням вмісту вуглецю в металі дифузія алюмінію утруднена, процес насичення поверхні алюмінієм стає малоефективним [11]. Після алітування листи добре зварюються та паяються, що важливо у виготовленні різних виробів і конструкцій.

Для задоволення вимог замовника до заготовок для трубок паронагрівачів у роботі вирішувалось питання можливості швидкісного двостадійного термічного оброблення (рекристалізаційний відпал і подальше перестарювання) заготовок зі сталі 08кп із суміщенням алітування поверхні в єдиному технологічному циклі.

Поставлені в роботі завдання є вчасними й, безумовно, мають практичне значення.

Мета й постановка завдання

Метою роботи є розроблення швидкісних режимів знеміцнювального термічного оброблення та алітування холоднокатаних листових заготовок зі сталі 08кп.

Для реалізації мети поставлені такі завдання: визначення оптимальних температурно-часових параметрів швидкісного рекристалізаційного відпалу та перестарювання тонких стрічкових заготовок зі сталі 08кп для отримання комплексу підвищених технологічних і експлуатаційних властивостей та упередження природного старіння; розроблення технології швидкісного алітування.

Матеріал і методики досліджень

Дослідженню підлягала листовая холоднокатана маловуглецева сталь 08кп, завтовшки 0,6 мм, серійної плавки Запорізького металургійного комбінату. У вихідному стані після прокатування із обтисненням 60 % сталь мала текстуровану, крупнозернисту структуру із розміром зерна 70–80 мкм. Механічні властивості холоднокатаної сталі: $\sigma_B = 810$ МПа, $\sigma_{0,2} = 640$ МПа, $\delta = 2$ %.

Листові заготовки, що призначалися для виробництва електрозварних трубок паронагрівачів, піддавали швидкісному (80 °С/с) однократному та циклічному у дві стадії рекристалізаційному відпалу шляхом контактного нагріву на експериментальному обладнанні. За умови однократного нагрівання температура коливалася від 650 до 750 °С з витримкою 10, 15 та 20 с. У разі двократного циклічного нагріву температура відпалу дорівнювала 680, 700 і 720 °С, а час витримки становив також 10, 15 та 20 с. Охолодження після однократного нагріву здійснювали на повітрі, а після циклічного охолоджували ступінчасто: з температур нагріву між циклами й остаточне спочатку до 400 °С на повітрі й далі у воді до кімнатної температури.

Для упередження деформаційного старіння відпалену сталь піддавали перестарюванню за умови температури 400 °С з витримкою від 2 с до 2 хв.

Ефективність рекристалізаційного відпалу та подальшого перестарювання оцінювали за мікроструктурою сталі, механічними властивостями та показниками категорії витягування за Еріксоном як безпосередньо після термічного оброблення, так і після природного старіння протягом 30 діб.

Мікроструктури досліджували за допомогою мікроскопа УІТ MicroMet-I-102 BD та електронного мікроскопа РЕМ-106. Для підрахунку розміру зерен і визначення дисперсії в їхньому розподілі за величиною використана спеціальна комп'ютерна програма.

Основні результати досліджень

Однократний відпал за умови температури 650 °С із витримкою 10 с зменшує текстуру деформації – найчастіше зерно стає рівновісним із середнім розміром ~ 40 мкм. Водночас спостерігається різнозернистість – поряд із великими зернами фіксуються дрібні, які є наслідком початку рекристалізації (рис. 1, а). Збільшення витримки до 20 с забезпечує подрібнення зерна до 30 мкм, але також зберігається різнозернистість (рис. 1, б).

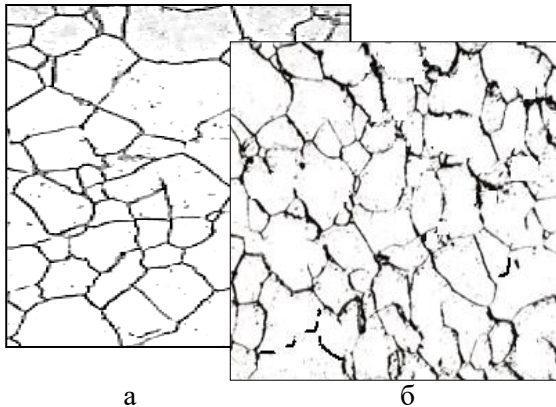


Рис. 1. Мікроструктура сталі 08кп після швидкісного відпалу за умови 650 °С: а – витримка 10 с; б – 20 с; $\times 500$

Підвищення температури відпалу до 700 °С протягом 10 с здрібнює зерно в середньому до 23 мкм за умови деякої різнозернистості (рис. 2, а). Якщо витримка становить 20 с, зерно суттєво зменшується до 18 мкм, що відповідає 8 балам, і структура стає однорідною за розмірами зерен (рис. 2, б).

Відпал за умови температури 750 °С з витримкою 20 с здрібнює феритне зерно до 10–12 мкм (~10 бал), що негативно вплине на деформівність сталі.

Зафіксовані зміни властивостей сталі обумовлені подрібненням зерна α -фази внаслідок розвитку рекристалізаційних процесів із підвищенням температури нагріву, а також часу витримки в ході нагрівання. Вплинула також і швидкість нагрівання: що вона більша, то менше зерно в сталі й кращі її властивості.

Літературні джерела [6; 13] свідчать, що для гарної деформівності в холодному стані сталь повинна мати розмір зерна 7–8 балів. Як показали наші дослідження, таке зерно формується після швидкісного рекристалізаційного відпалу за умови 700 °С з витримкою 20 с.

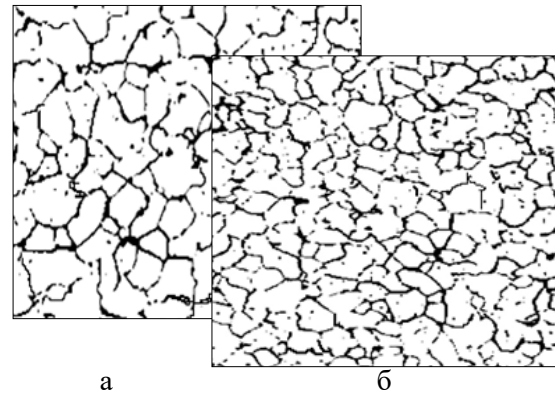


Рис. 2. Мікроструктура сталі 08 кп після швидкісного відпалу за умови 700 °С: а – витримка 10 с; б – 20 с; $\times 500$

Після такого оброблення сталь має такий комплекс властивостей: $\sigma_B = 350$ МПа, $\sigma_T = 295$ МПа, $\delta = 30$ %. Отриманий рівень властивостей не відповідає вимогам замовника до заготовок, які піддаються складним операціям деформування в процесі виготовлення електрозварних трубок паронагрівачів: завищений показник границі текучості й низька пластичність.

Після вилежування протягом 10 діб відпаленої за оптимальним режимом сталі суттєво зменшується з 30 до 21 % відносно подовження, а характеристики міцності підвищуються (рис. 3). Після 30 діб пластичність впала до 12 % і зросли показники міцності – σ_B з 350 до 370 МПа, σ_T з 290 до 310 МПа (рис. 3). Згідно ж з вимогами замовника, відносно подовження відпаленої сталі після місяця поспіль має дорівнювати не менше ніж 33 %.

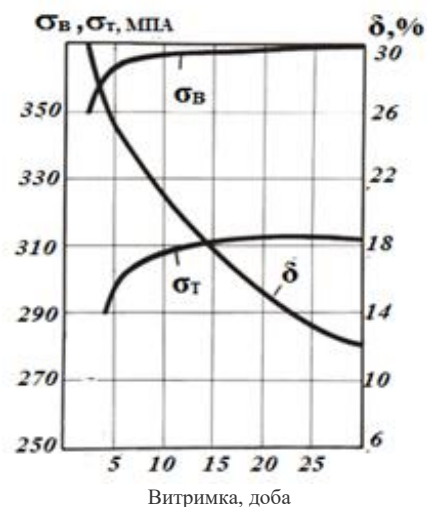


Рис. 3. Механічні властивості сталі 08кп після відпалу за умови 700 °С із витримкою 20 с і природного старіння

Природне деформаційне старіння сталі обумовлено тим, що в умовах швидкісного режиму відпалу у фериті існує надлишкова кількість вуглецю та шкідливих елементів (азоту, кисню) і метал знаходиться в нерівноважному стані. З часом у процесі вилежування й транспортування до споживача, коли всі процеси в структурі сталі будуть протікати повільно, метал встигне позбутися зайвих елементів за рахунок виділення дуже твердих і крихких частинок цементиту та нітридів, наслідком чого і є дуже значне падіння пластичності та підвищення характеристик.

Для покращення властивостей сталі застосували двократний циклічний відпал із нагрівом до температур від 680 до 720 °С з витримками 10, 15 і 20 с.

Дослідження мікроструктури, яке проводилися після доби вилежування сталі, показало, що за умови нагріву до 680 °С з витримкою 20 с фіксується дрібне й рівномірне за розмірами зерно 8 балів (табл. 1 і рис. 4, а). Підвищення температури (700 °С) призводить до різнозернистості та збільшення розмірів деяких зерен, що свідчить про початок збірної рекристалізації (табл. 1 і рис. 4, б). Під час нагріву до 720 °С, якщо витримка становить 10 і 20 с, фіксується значне укрупнення зерна у зв'язку з розвитком процесів збірної рекристалізації (табл. 1 і рис. 4, в).

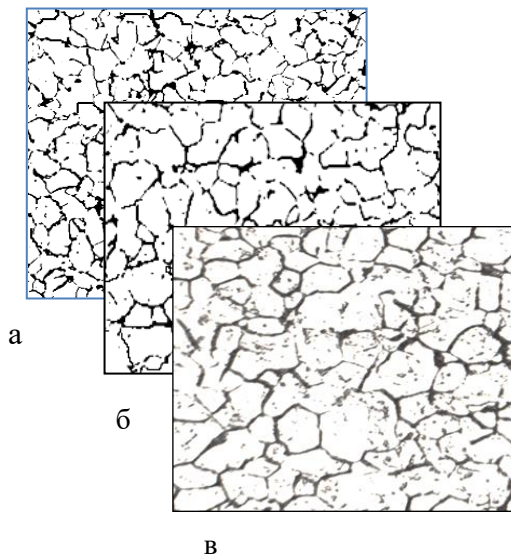


Рис. 4. Мікроструктура сталі 08кп після швидкісного циклічного відпалу за умови 680 (а), 700 (б), 720 °С (в) з витримкою 20 с та старіння протягом доби; $\times 500$

Збільшення часу природного старіння до трьох діб на величину зерна суттєво не вплинуло (табл. 1).

Природно, що описані зміни структури сталі в разі різних параметрів відпалу призвели до зміни механічних властивостей (рис. 5), які вимірювалися після 3 діб.

На графіку видно, що показники міцності – тимчасовий опір $\sigma_{\text{в}}$ і границя текучості $\sigma_{\text{т}}$ – практично не змінюється з підвищенням температури відпалу та витримки 10 с (рис. 5, а). Із збільшенням часу витримки до 20 с характеристики міцності не суттєво змінюються в інтервалі температур відпалу, але за абсолютними значеннями вони вищі (рис. 5, б).

Таблиця 1 – Середній розмір (мкм) зерна фериту в сталі після циклічного відпалу та подальшого природного старіння

Час витримки, с	Температура циклічного рекристалізаційного відпалу, °С		
	680	700	720
10	22 / 21	25 / 24	33 / 32
15	22 / 20	27 / 25	35 / 33
20	18 / 17	28 / 26	34/33

Примітка. У чисельнику наведені дані після старіння протягом 1 доби, у знаменнику – після 3 діб.

Щодо пластичності, то вона зменшується на $\sim 30\%$ як за умови підвищення температури, так і зростання витримки. Найбільші значення (29 %) фіксуються після відпалу, якщо температура 680 °С і витримка 10 с. Необхідно наголосити, що за абсолютними значеннями характеристики міцності, й особливо пластичність, вищі за тих, що отримані після однократного відпалу.

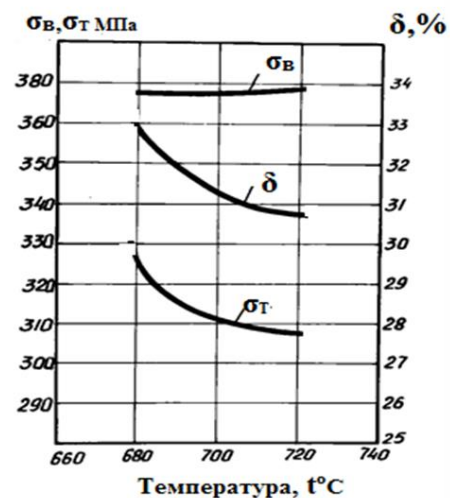


Рис. 5. Механічні властивості сталі 08кп після різних температур відпалу та витримки 10 с

Природне старіння сталі суттєво вплинуло на зміни як структури, так і властивостей. Уже після 5 діб вилежування електронно-мікроскопічними дослідженнями в процесі збільшення в 12 000 виявлено потовщення границь зерен фериту та виділення в матричних зернах дрібних частинок карбідів та нітридів (рис. 6). Цим пояснюється зниження пластичності й границі текучості.

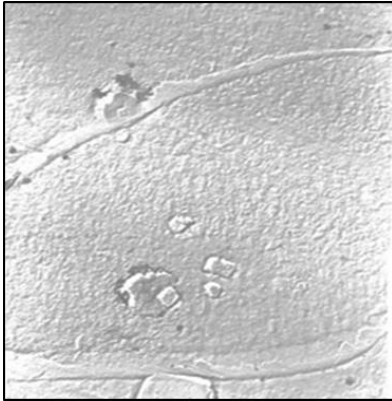


Рис. 6. Мікроструктура сталі після циклічного відпалу за умови 700 °C з витримкою 20 с; $\times 12\,000$

З підвищенням часу старіння до 30 діб має місце більш повне очищення твердого розчину й пластичність падає до 10 %, а міцність, особливо σ_T , зростає від 300 до 340 МПа незалежно від температури попереднього відпалу та тривалості витримки (рис. 7).

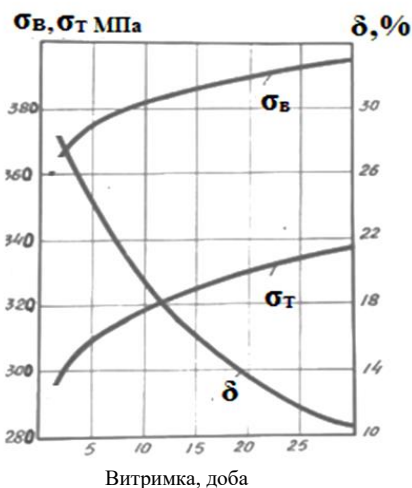


Рис. 7. Механічні властивості сталі після циклічного відпалу за умови 700 °C та старіння протягом 30 діб

Ураховуючи, що на процеси старіння значний вплив має охолодження сталі, були

проведені дослідження із варіюванням різними схемами охолодження.

Після циклічного нагріву з температурою 680 °C і витримкою 10 с були випробувані два варіанти охолодження: 1 – з температур нагріву між циклами й остаточне на повітрі; 2 – ступінчасте охолодження як проміжне, так і остаточне: спочатку до 400° C на повітрі, а далі у воді до кімнатної температури.

Отримані результати фіксують значний вплив режиму охолодження на рівень властивостей. Після охолодження за режимом 1 вже після старіння протягом 5 діб пластичність сталі зменшується від 32 до 26 %. Показники міцності в цьому разі дещо збільшуються.

Після охолодження за варіантом 2 відбуваються дуже малі зміни як показників міцності, так і пластичності під час вилежування металу 5 діб (рис. 8). Однак отриманий рівень властивостей не відповідає вимогам замовника – завищена міцність і занижена пластичність.

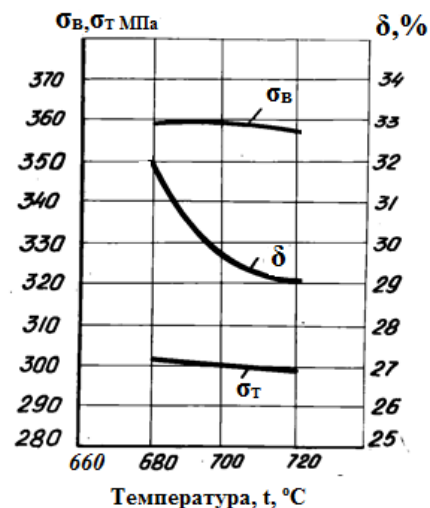


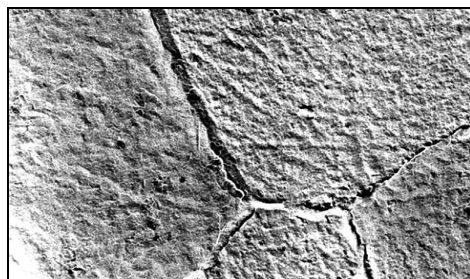
Рис. 8. Механічні властивості сталі після відпалу за умови 680 °C із витримкою 10 с та старіння протягом 5 діб

Для підвищення пластичності та запобігання подальшого старіння, а отже, покращення деформівності сталі в холодному стані, після циклічного відпалу за оптимальним режимом (680 °C, 10 с) її піддавали перестарюванню. На основі даних літературних джерел обрана температура процесу 400 °C. Основне питання, яке необхідно було вирішити, – це вибір часу витримки за цієї температури. З цією метою перестарювання здійснювали з витримками від 2 до 30 хв.

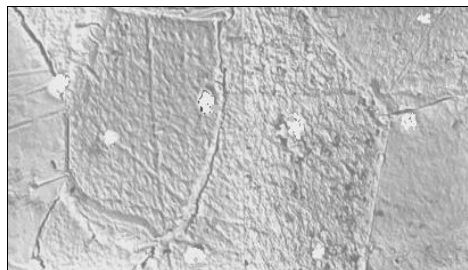
Результати дослідження мікроструктури сталі в разі збільшення до 1 000 разів жодних змін після перестарювання за умови 400 °С із зазначеними витримками не виявили – фіксується однорідний твердий розчин α -фази із незначною кількістю вторинного цементиту. Розмір зерна залишається в межах від 17 до 19 мкм.

У випадку підвищення температури циклічного відпалу до 700 °С і збільшення витримки до 20 с після подальшого перестарювання протягом 30 хв також жодних змін у структурі під час дослідження в оптичному мікроскопі не виявлено. Для більш детального дослідження структурних змін використана електронна мікроскопія зі збільшенням у 12 000 разів.

Як свідчить рис. 9, а, після 2 хв перестарювання мікроструктура є чистим феритним полем із тонкими границями зерен і незначною кількістю цементиту. У разі збільшення витримки в процесі перестарювання до 5 хв мікроструктура істотно змінюється – значно потовщуються границі зерен, на яких помітно виділення надлишкової фази. У зернах фериту також з'являються округлі виділення інших фаз (рис. 9, б), які не встигли виділитися із твердого розчину під час швидкісного рекристалізаційного відпалу. Ці мікроструктурні зміни обумовлені процесами штучного старіння сталі в процесі перестарювання.



а



б

Рис. 9. Мікроструктура сталі після циклічного відпалу за умови 680 °С із витримкою 10 с і перестарювання за умови 400 °С із витримкою 2 хв (а) і 5 хв (б); $\times 12\,000$

Із підвищенням часу витримки до 5 хв і більше прискорюються дифузійні процеси в пересиченому твердому розчині. Ферит більш активно очищується від зайвої кількості атомів проникнення, що утворюють нові фази (карбіди, нітриди). Відбувається коагуляція дисперсних частинок цих фаз, унаслідок чого збільшується відстань між ними, що сприяє «звільненню» закріплених на них дислокацій, збільшенню кількості систем ковзання та підвищенню пластичності й покращенню деформівності [6; 12]. Ці процеси стабілізують властивості в процесі подальшого природного старіння сталі протягом місяця, про що свідчить рис. 10.

Окрім визначення механічних властивостей, сталь після відпалу й перестарювання за визначеними оптимальними режимами піддавалася випробуванням на витягування за методом Еріксена.

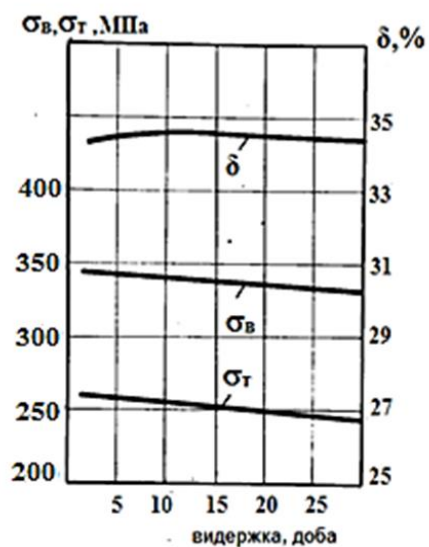


Рис. 10. Механічні властивості сталі після швидкісного циклічного відпалу за умови 680 °С із витримкою 10 с, охолодження до 400 °С на повітрі, а потім у воді; перестарювання за умови 400 °С із витримкою 2 хв та природного старіння протягом 30 діб

Окрім визначення механічних властивостей, сталь після відпалу й перестарювання за визначеними оптимальними режимами піддавалася випробуванням на витягування за методом Еріксена.

Лист зі сталі 08кп завтовшки 0,5 мм згідно з ГОСТ 9045–70 призначений лише для глибокого витягування – категорія ВГ із глибиною лунки 9,0 мм. Однак після термі-

чного оброблення сталі зафіксована глибина сферичної лунки 9,3 мм, що відповідає категорії СВ (складного витягування), яка регламентується ГОСТ для більш якісної сталі 08Ю з листом завтовшки 0,5 мм.

Отримані результати досліджень показали, що після двостадійного термічного оброблення (швидкісний рекристалізаційний відпал із подальшим перестарюванням) листові заготовки зі сталі 08кп для виготовлення трубок паранагрівачів за показниками механічних властивостей, здатністю до складного холодного деформування, якістю поверхні листа задовольняють вимоги замовника.

Ураховуючи, що трубки паропроводів експлуатуються за підвищених температур, під тиском і в умовах агресивного середовища, необхідно було забезпечити певні властивості: не тільки опір значному тиску, а й корозійну стійкість за високих температур. Для цього було застосоване алітування за способом занурювання в рідкий розплав, для отримання згідно з вимогами товщини алітованого шару в межах 20–25 мкм. Алітування здійснювали в рідкій ванні з 94 % Al та 6 % Fe. Нагрів до температур 650–750 °C був зі швидкістю ~ 70 °C, витримка від 30 до 80 с. Охолодження здійснювали за двома варіантами: на повітрі та на контактних водоохолоджувальних роликах.

Насамперед треба було з'ясувати вплив параметрів процесу алітування (температури, витримки за різних температур та способу охолодження) на товщину покриття.

Вплив часу перебування в рідкій ванні за різних температур на товщину алітованого шару наведений у табл. 2.

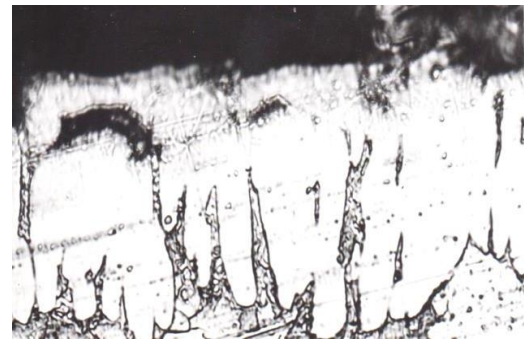
Таблиця 2 – Вплив часу витримки за різних температур на товщину алітованого шару

Температура, °C	Час витримки, с		
	30	60	80
650	8	12	14
700	20	27	27
750	29	38	42

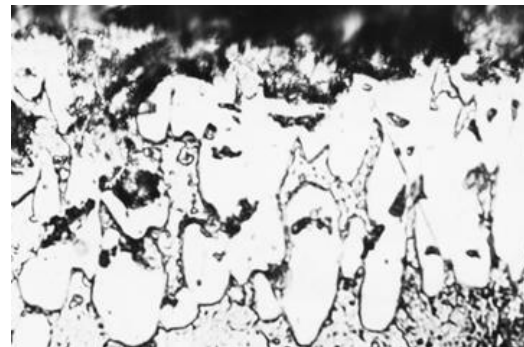
Як видно, необхідний захисний шар завглибшки 20–25 мкм можна отримати за умови температури процесу 700 °C із витримкою в розплаві від 30 до 40 с. У разі таких параметрів алітування на поверхні виробу формується покриття, яке складається із зовнішнього шару алюмінію та перехідного

інтерметалідного шару. З боку алюмінію внаслідок дифузії заліза формується підшар на основі інтерметалідної фази $FeAl_3$, який має найбільшу термодинамічну вірогідність порівняно з іншими фазами системи «залізо – алюміній». З боку сталі формується підшар на основі інтерметалідної фази Fe_2Al_5 , що містить до 60 % алюмінію. Із підвищенням температури поверхневий шар алюмінію зменшується, а підшар із крихких інтерметалідів збільшується (рис. 11, а).

Із збільшенням витримки від 30 до 60 с відбувається подальше нарощування проміжного шару до 30 мкм. У цьому випадку «голки» інтерметалідних сполучень набувають округлої форми та подрібнюються (рис. 11, б) і алітований шар не щільний.



а



б

Рис. 11. Структура алітованого шару, отриманого за умови 700 °C із різною витримкою та охолодженням на повітрі; $\times 1000$

Для дослідження впливу режимів термічного оброблення з алітуванням поверхні досліджувався вплив охолодження модифікованого захисного шару на контактних водоохолоджувальних роликах установки для швидкісного рекристалізаційного відпалу.

Експерименти довели, що дифузійний алітований шар завглибшки 20 мкм формується за температури 720 °C із витримкою 20 с. Фіксується стійке зчеплення чис-

того алюмінію з підшаром, межа між основним металом та інтерметалідною зоною рівна та гладка (рис. 12). Отриманий захисний шар щільний і міцний.

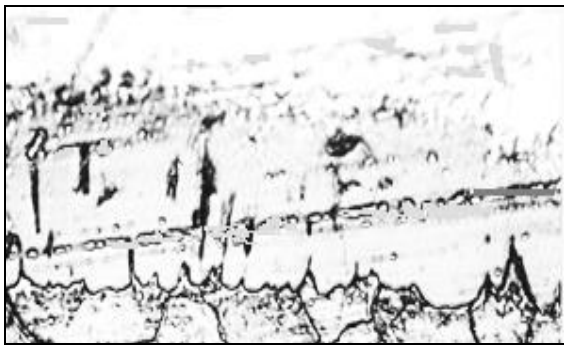


Рис. 12. Структура алітованого шару, отриманого за умови 720 °С із витримкою 20 с і подальшим швидким охолодженням; $\times 1000$

Випробовування в промислових умовах заготовок на деформацію розтягуванням зі ступенем 20 % та на сплющування не вплинули ні на структуру, ні на товщину шару й не пошкодили його.

Корозійна стійкість під дією перегрітого пару також була високою.

Висновки

1. Рекристалізаційний швидкісний відпуск за умови 700 °С із витримкою 20 с дозволяє отримати комплект механічних властивостей ($\sigma_B = 350$ МПа, $\sigma_T = 295$ МПа, $\delta = 30$ %), який за рівнем відповідає значенням після ковпакового відпалу. Однак природне старіння протягом 5 діб уже призводить до падіння пластичності від 30 до 25 %.

2. Двостадійне швидкісне термічне оброблення (відпал за умови 680 °С із витримкою 10 с, охолодження між циклами і остаточною за схемою повітря до 400 °С, а далі вода) та подальше перестарювання за умови 400 °С протягом 2 хв забезпечує такий рівень властивостей: $\sigma_B = 350$ МПа, $\sigma_T = 250$ МПа, $\delta = 34,5$ %, категорію СВ для сталі 08кп у процесі запобігання природного старіння протягом місяця.

3. У разі поєднання в єдиному циклі швидкісної обробки алітування поверхні листа, якісний поверхневий шар завтовшки 20 мкм отриманий у процесі перебування металу в рідкій ванні за умови 720 °С протягом 20 с із подальшим контактним швидким охолодженням.

4. Отримані результати задовольняють вимоги споживача щодо якісного виготовлення електровзв'язаних трубок паронагрівачів, які працюють в умовах високих температур, агресивного середовища та значного тиску. Трубки пройшли 100 % промисловий контроль на розтягання, сплющування та корозійну стійкість.

5. Швидкісне двостадійне термічне оброблення за розробленими температурно-часовими параметрами можна рекомендувати для покращення штампованості заготовок з уже готового листа, що приведе до зменшення браку, економії металу й зниження економічних витрат під час виготовлення продукції холодною деформацією із глибоким і складним витягуванням тонколистових сталей.

Література

1. Лейрих И. В. Смирнов А. Н., Писмарёв К. Е. Тенденция развития и применения листовых сталей в автомобилестроении // Научные работы. «Металлургия», Дон НТУ. 2007. Вип. 9 (122). С. 12–185.
2. Влияние дрессування на структуру и свойства горячейкатаной листовой стали для холодной штамповки / В. З. Куцова та ін. // Системні технології. Дніпро, 2021. № 5 (136). С. 45–51.
3. Переваги холоднокатаной стали. URL: <https://metinvest-smc.com/ua/smc.com/ua/articles/preimushchestva-kholodnokatanoy-stali/>
4. Куцова В. З., Ковзель М. А., Котова Т. В. Структура и свойства листового проката после дрессування за різними технологічними схемами виробництва // Металознавство та термічна обробка металів. 2021. № 3 (94). С. 45–54.
5. Николаев В. О. Мазур В. Л. Технология производства сортового та листового проката: підручник. Ч. 1. Запоріжжя: ЗДІА, 2000. 146 с.
6. Гладченкова Ю. С. Управление структурой и свойствами проката из низкоуглеродистых и низколегированных сталей для получения изделий методами штамповки: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.16.01. 2016. 147 с.
7. Сталь 08кп. URL: <https://metinvest-smc.com/ru/steel/stal-08kp/>
8. Технология термической обработки листового проката. URL: <https://studfile.net/preview/14877403/>
9. Прудникова О. Р., Щербаков Э. Д., Лапин В.П. Выбор стали и технологии производства при изготовлении тонкостенных электросварных труб и изделий из них. Литьё и металлургия. 2011. № 3 (51). С. 216–221.
10. Ильин В. А., Панарин А. В. Алюминиевые покрытия и способы их получения // Авиа-

- ционные материалы и технологии. 2014. № 4. С. 37–42.
11. Заблоцкий В. К., Шимко А. И. Особенности влияния алитирования на структуру и свойства стали 10 // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. Харьков, 2005. № 5 (18). С. 33–37.
 12. Матюк В. Ф. Влияние технологии производства листового проката низкоуглеродистых качественных сталей на их структурное состояние и взаимосвязь между механическими и магнитными свойствами (обзор). Неразрушающий контроль и диагностика. 2011. № 1. С. 3–31.

References

1. Leyrikh I. V., Smirnov A. N., Pismarov K. Ye. Tendentsiya razvitiya i primeneniya listovykh staley v avtomobilestroenii // Naukoví pratsí. «Metalurgíya», Don NTU, 2007. Vip. 9 (122). S. 12–185.
2. Vplyv dresuvannya na strukturu i vlastyvoli haryachekatanoyi lystovoyi stali dlya kholodnoyi shtampovky / V. Z. Kutsova, V. H. Ivanchenko, T. V. Kotova, M. A. Kovzel' // Systemni tekhnolohiyi. Dnipro, 2021. № 5 (136). S. 45–51.
3. Perevahy kholodnokatanoyi stali. URL: [https://metinvest-smc.com ua/smc.com/ua/articles/preimushchestva-kholodnokatanoy-stali/](https://metinvest-smc.com.ua/smc.com/ua/articles/preimushchestva-kholodnokatanoy-stali/)
4. Kutsova V. Z., Kovzel' M. A., Kotova T. V. Struktura i vlastyvoli lystovoho prokату pislya dresyruvannya za riznymy tekhnolohichnymy skhemamy vyrobnyts'tva // Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv. 2021. № 3 (94). S. 45–54.
5. Nikolayev V. O., Mazur V. L. Tekhnolohiya vyrobnyts'tva sortovoho ta lystovoho prokату. Pidruchnyk, Chastyna 1. Zaporizhzhya: ZDIA, 2000. 146 s.
6. Gladchenkova Yu. S. Upravleniye strukturoy i svoystvami prokату iz nizkouglerodistykh i nizkolegirovannykh staley dlya polucheniya izdeliy metodami shtampovki: avtoref. dis. kand. tekhn. nauk: 05.16.01. 2016. 147 s.
7. Stal' 08kp. URL: <https://metinvest-smc.com/ru/steel/stal-08kp/>
8. Tekhnologiya termicheskoy obrabotki listovogo prokату. URL: <https://studfile.net/preview/14877403/>
9. Prudnikova O. R., Shcherbakov E. D., Lapin V. P. Vybór stali i tekhnologii proizvodstva pri izgotovlenii tonkostennykh elektrosvarnykh trub i izdeliy iz nikh. Lit'yo i metallurgiya. 2011. № 3 (51). S. 216–221.
10. Il'in V. A., Panarin A. V. Alyuminiyevyye pokrytiya i sposoby ikh polucheniya // Aviatsionnyye materialy i tekhnologii. 2014. № 4. S. 37–42.
11. Zablotskiy V. K., Shimko A. I. Osobennosti vliyaniya alitirovaniya na strukturu i svoystva stali 10 // Vostochno-Yevropeyskiy zhurnal peredovoykh tekhnologiy. Khar'kiv, 2005. № 5 (18). S. 33–37.
12. Matyuk V. F. Influence of the technology of production of low-carbon high-quality steel sheets on their structural state and the relationship between mechanical and magnetic properties (review). Nondestructive testing and diagnostics. 2011. № 1. S. 3–31.

Дошечкіна Ірина Василівна, к.т.н., проф. кафедри технології металів та матеріалознавства, Харківський національний автомобільно-дорожній університет, вул. Ярослава Мудрого, 25, м. Харків, 61002, Україна. 095-162-82-50, divkhadi@ukr.net,

Терещенко Денис Сергійович, аспірант кафедри технології металів та матеріалознавства, Харківський національний автомобільно-дорожній університет, вул. Ярослава Мудрого, 25, м. Харків, 61002, Україна. 099-471-60-40, smorodina069@gmail.com.

Combination of high-speed softening heat treatment and aluminizing blanks for the manufacture of steam heater tubes in a single technological process

Abstract. Problem. At domestic metallurgical plants, recrystallization annealing in hood furnaces is used to weaken cold-rolled sheet steel from low-gauge steels, which does not allow obtaining the required level of properties in blanks for electrically welded tubes of steam heaters. **Goal.** The purpose of this work is to provide 08kp steel blanks with sufficient strength while increasing technological plasticity and preventing deformation aging for defect-free production of tubes. Solving this issue is relevant and has an undeniable practical significance. **Methodology.** Cold-rolled 08kp sheet steel with a thickness of 0.6 mm was studied, which had a textured structure with a grain size of 70–80 μm and the following mechanical properties: $\sigma_B = 810 \text{ MPa}$, $\sigma_T = 640 \text{ MPa}$, $\delta = 2 \%$. To ensure technological plasticity, the tube blanks were subjected to high-speed (80 $^\circ\text{C/s}$) one-time and cyclic two-time recrystallization annealing by means of contact electric heating. During single heating, the temperature varied from 650 to 750 $^\circ\text{C}$ with a holding time of 10, 15, and 20 s, and during cyclic heating it was equal to 680, 700, and 720 $^\circ\text{C}$ with the same holding time. Cooling after one-time heating was in air, between cycles and final cooling to 400 $^\circ\text{C}$ in air and then in water. After annealing, the steel was subjected to aging at a temperature of 400 $^\circ\text{C}$ with periods from 2 s to 2 min. The effectiveness of the results was evaluated by the microstructure,

Results. Recrystallization annealing at 700 $^\circ\text{C}$ with a holding time of 20 s provided a complex of mechanical properties, which in terms of level practically corresponds to the values after cap annealing. Natural aging within 5 days leads to a significant drop in plasticity. Two-stage heat treatment: annealing at 680 $^\circ\text{C}$ with a holding time of 10s and cooling

between cycles and final in air to 400°C, and further in water, and aging at 400°C for 2 min. significantly improved the level of properties: $\sigma_b = 350$ МПа, $\sigma_m = 250$ МПа, $\delta = 34.5\%$ and ensured the absence of natural aging within a month. The technology of high-speed alitization of the sheet surface, which is combined in a single cycle with weakening heat treatment, has also been developed. **Originality.** For the first time, high-speed cyclic annealing was used as a softening heat treatment of a cold-rolled sheet. **Practical value.** The obtained results satisfy the customer's requirements for high-quality defect-free production of steam heater tubes that work in conditions of high temperatures, aggressive environment and significant pressure. The tubes have passed 100 % industrial control for stretching, flattening and corrosion resistance.

Key words: steam heating tubes, cold-rolled sheet, steel 08kp, dry heating and cooling, recrystallization heating, overheating, structure, power, aluminizing.

Doshchechkina Irina Vasilievna, PhD, professor, Department of Metal Technology and Material Science, Kharkiv National Automobile and Highway University, 25 Yaroslava Mudrogo, Kharkiv, 61002, Ukraine, 095-162-82-50, e-mail: divkhadi@ukr.net,

Tereshchenko Denis Sergeevich, postgraduate student Department of Metal Technology and Materials Science, Kharkiv National Automobile and Highway University, 25 Yaroslava Mudrogo, Kharkiv, 61002, Ukraine, 099-471-60-40, e-mail: smorodina069@gmail.com.