

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACSnumbers: 61.72.Lk, 61.72.Mm, 61.72.S-, 62.20.fk, 81.20.Hy, 81.40.Ef, 83.50.Uv

Структурна схильність до пластичного деформування листових феритних корозійностійких сталей

В. Л. Грешта

*Запорізький національний технічний університет,
вул. Жуковського, 64,
69063 Запоріжжя, Україна*

В роботі проаналізовано вплив термодформаційних режимів оброблення корозійностійкої феритної сталі марки 08X18T1 на її механічні властивості. Встановлено, що при проведенні додаткового термічного оброблення гарячекатаного підкату по завершенні технологічного циклу виготовлення холоднокатаного листового металопрокату формується структура з різною (за розміром кристалітів) зеренною будовою та кількістю вторинної зміцнювальної фази. За результатами дослідження мікроструктури та механічних властивостей розроблено термодформаційні режими виготовлення холоднокатаного листового прокату феритних корозійностійких сталей з урахуванням характеру напружено-деформованого стану, який формується в заготовці при конкретних операціях формозміни.

Ключові слова: високохромистий ферит, холодна прокатка, термічне оброблення, механічні властивості, формозміна.

The effect of thermal-deformation treatment modes of corrosion-resistant ferritic steel of 08Kh18T1 grade on its mechanical properties is analysed. As found, the structure of crystallites with different grain sizes and various amount of secondary strengthening phase is formed due to carrying out an additional heat treatment after completing technological processes of producing a cold-rolled sheet. Thermal-deformation modes of manufacturing cold-rolled sheet materials from corrosion-resistant ferritic steels are devel-

Corresponding author: Viktor Leonidovych Greshtha
E-mail: greshta@zntu.edu.ua

*Zaporizhzhya National Technical University,
64 Zhukovsky Str., 69063 Zaporizhzhya, Ukraine*

Please cite this article as: V. L. Greshtha, Structural Liability of Sheet-Rolled Corrosion-Resistant Ferritic Steels to a Plastic Deforming, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 9: 1213–1225 (2017) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.39.09.1213.

oped according to the results of the microstructure and mechanical properties' studies. The nature of the stress-strain state formed in the workpiece during specific forming processes is also taken into account.

Key words: high-chromium ferrite, cold rolling, heat treatment, mechanical properties, forming.

В работе проанализировано влияние термомеханических режимов обработки коррозионноустойчивой ферритной стали марки 08X18T1 на её механические свойства. Установлено, что в результате проведения дополнительной термической обработки по окончании технологического цикла получения холоднокатаного листа формируется структура с различным (по размеру кристаллитов) зёрненным строением и количеством вторичной упрочняющей фазы. По результатам исследования микроструктуры и механических свойств разработаны термомеханические режимы изготовления холоднокатаного листового проката ферритных коррозионноустойчивых сталей с учётом характера напряжённо-деформированного состояния, которое формируется в заготовке при конкретных операциях формоизменения.

Ключевые слова: высокохромистый феррит, холодная прокатка, термическая обработка, механические свойства, формоизменение.

(Отримано 7 квітня 2015 р.; остаточн. варіант — 8 липня 2017 р.)

1. ВСТУП

Технологічні параметри виробництва листових стабілізованих титаном ферритних корозійностійких сталей значною мірою впливають на формування структури і кінцевого комплексу механічних властивостей. Незадовільна здатність до пластичного деформування листового металопрокату цих сталей пов'язана переважно зі змінами пересиченості структури високохромистого фериту (ВХФ) атомами втілення в процесі високотемпературних нагрівів заготовок (слябів) до температури 1300°C і подальшого їхнього гарячого деформування.

Механізми негативного впливу домішок втілення в твердому розчині на схильність листового металу до пластичного деформування є загальновідомими [1–3].

Тому одним із напрямів поліпшення здатності до штампування листових хромистих корозійностійких сталей є створення умов, які б сприяли очищенню твердого розчину ВХФ від надлишкових атомів Карбону та Нітрогену [3]. Практичною реалізацією цього процесу є впровадження в технологію одержання листового металопрокату додаткового термічного оброблення підкату, яке забезпечувало б виділення із пересиченого ВХФ атомів домішок з утворенням частинок вторинної дисперсної фази.

При цьому, аналізу характеру змін кристалічної будови під час технологічного процесу виготовлення холоднокатаного листа слід проводити з позиції оцінки взаємного впливу можливих форм існування атомів Карбону та Нітрогену в структурі на процеси перерозподілу дислокацій і зародження нових зерен при рекристалізації.

Таким чином, робота присвячена встановленню загальних закономірностей впливу структурного стану гарячекатаного (г/к) підкату, технологічних режимів холодної прокатки і подальшого рекристалізаційного оброблення на формування кінцевого комплексу механічних властивостей холоднокатаного (х/к) листа з метою розробки рекомендацій щодо оптимізації технології одержання листових феритних корозійностійких сталей з підвищеною схильністю до формозміни.

2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Відпалювання рулонів (висота рулону — 1000 мм; зовнішній діаметер — 1500 мм) феритної корозійностійкої сталі марки 08X18T1 здійснювалося в ковпакових печах за температури 800°C впродовж 4 год. Подальше охолодження проводилось під муфелем впродовж 33 год. Високотемпературне оброблення, а саме, гартування г/к штаби від температур 900, 1000, 1100°C (охолоджувальне середовище — вода) виконували в прохідних роликових печах (безперервний гартувальний агрегат — БГА-1). Швидкість руху штаби в робочому просторі печі підтримувалася такою, щоб забезпечувалася витримка 1 хв на кожен міліметр товщини.

Холодна прокатка проводилася на реверсивному 20-ти валковому тонколистовому стані зі ступенями деформації 37–75% на товщини 1,0, 1,5, 2,0, 2,5 мм.

Для зняття нагартованого стану, холоднодеформований метал рекристалізувався в агрегаті БГА-2, температура в якому змінюється по зонам в інтервалі 860–1000°C. Швидкість руху штаби в агрегаті, залежно від товщини, складала 9–12 м/хв ($\tau_{\text{вирт.}} = 1,5\text{--}2,3$ хв/мм). При такій швидкості температура металу на виході становила 960–980°C.

Мікроструктуру матеріалу на кожному етапі металургійної переробки вивчали за допомогою світлової (МІМ-8) та електронної (УЕМВ-100В) мікроскопій. Електронну мікроскопію проводили на вугільних репліках одержаних з поверхонь шліфів г/к підкату після термічного оброблення.

Механічні властивості при розтягуванні визначали за ГОСТ 11701-84. З метою вивчення характеру анізотропності матеріалу для проведення механічних випробувань вирізались зразки з поздовжньою, діагональною та поперечною орієнтацією волокон відносно напрямку прокатки.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Раніше в роботі [4] було одержано аналітичні та графічні залежності механічних властивостей відносного видовження δ_5 , рівномірного видовження δ_R , відношення σ_S/σ_B від термочасових умов попереднього термічного оброблення гарячекатаного підкату та ступеня холодної пластичної деформації листового матеріалу.

Немонотонний характер одержаних залежностей свідчить про розвиток складних взаємопов'язаних процесів рекристалізації та перерозподілу елементів втілення в листовому металопрокаті феритних корозійностійких сталей. Детальна аналіза впливу структурних чинників на поведінку матеріалу при одновісному розтягненні уможливорює прогнозувати рівень технологічної пластичності листових сталей феритного класу для управління структурою залежно від операції формозміни (глибока витяжка, ротаційне гнуття тощо).

За умов відсутності фазової перекристалізації в феритних корозійностійких сталях розмір зерна по завершенню рекристалізаційного оброблення в безперервному гартувальному агрегаті (БГА) визначається мірою одержаного наклепу під час холодної деформації. Оскільки відносне видовження є на виробництві основною контрольною характеристикою, що визначає пластичність листового матеріалу, в першу чергу аналізували поведінку δ_5 , залежно від термочасових параметрів проміжного термічного оброблення та завершальної холодної деформації листових заготовок. Похилий характер зміни δ_5 при зменшенні інтенсивності деформації, в ізотермічних перерізах майже для всіх кутів вирізки зразків, є цілком закономірним (рис. 1). Рівень накопиченої енергії, у вигляді лінійних дефектів, в інтервалах варіювання режимів холодної деформації $\varepsilon = 37-75\%$ ($h = 2,5-1,0$ мм), обумовлює різні ступені реалізації рекристалізаційних процесів.

Встановлено, що після рекристалізаційного оброблення в БГА в холоднокатаній штабі товщиною 1,0 мм формується дрібнозерниста структура (середня площа зерна — 2000 мкм²) первинної рекристалізації [5], а при менших рівнях деформації, в штабі товщиною 2,5 мм, утворюється структура з крупним зерном (середня площа зерна — 5000 мкм²), що супроводжується швидким зменшенням запасу пластичності.

Зовсім інший вигляд мають політермічні криві (лінії ізотовщин). Майже для всіх ліній характерною є наявність перегинів за температури близько 950°C. Але ці екстремуми δ_5 для поперечної орієнтації волокон набувають мінімальних значень, а в діагональному напрямку відносно видовження при цій температурі є максимальним [4]. Немонотонний характер зміни δ_5 в політермічних перерізах є наслідком нерівномірності стадій реалізації процесів виділення

вторинних фаз в г/к підкати при різних режимах термічного оброблення.

Найбільш істотні зміни в значеннях δ_5 при певних варіаціях режимів термічного впливу спостерігаються в зразках із паралельною орієнтацією волокон. Особливо чітко простежується залежність δ_5 від структурного стану твердого розчину по домішкам втілення в зразках товщиною 1,0 і 1,5 мм.

Максимальний рівень загальної пластичності в х/к матеріалі при умові попереднього відпалу підкату при 800°C, 4 год є наслідком інтенсивного збіднення ВХФ на атоми Карбону та Нітрогену. При цьому під час досить тривалої витримки набувають розвитку процеси коагуляції карбідної фази. За цих обставин при наступному рекристалізаційному обробленні холоднодеформованого металу (яка здійснюється за більш високої температури в 980°C) відбувається тільки часткове розчинення карбідних сполук із збереженням досить значної кількості дисперсної фази в структурі.

Проведення в якості попереднього термічного оброблення гартування від температур 900 і 1000°C супроводжується значно меншою інтенсивністю протікання процесів розпаду пересиченого твердого розчину.

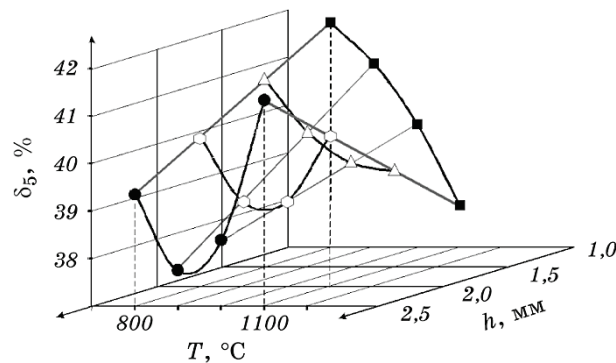


Рис. 1. Залежність δ_5 від термодформаційних параметрів оброблення сталі 08X18T1 (термічне оброблення г/к підкату: відпал за температури 800°C впродовж 4 год, гартування від температур 900, 1000, 1100°C, 1 хв/мм; холодна прокатка на товщини 2,5, 2,0, 1,5, 1,0 мм (зі ступенями деформації 37, 50, 63, 75% відповідно)) при поздовжній орієнтації волокон.

Fig. 1. Dependence of specific elongation δ_5 on thermal-deformation parameters of the 08Kh18T1 steel treatment (thermal treatment of semi-finished hot-rolled products: annealing at 800°C during 4 hours, hardening from 900, 1000, and 1100°C, 1 min/mm; cold-rolling for the thickness of 2.5, 2.0, 1.5, 1.0 mm (with the deformation degree of 37, 50, 63, 75%, respectively)) for the case of longitudinal orientation of fibres.

Максимальний рівень спотворень кристалічної ґратниці, обумовлений формуванням найвищого рівня легованості ВХФ атомами Карбону та Нітрогену спостерігався при гартуванні підкату від 1100°C [6].

Такі зміни в структурі при підвищенні температури оброблення супроводжуються зміною зовнішнього вигляду діаграм розтягування. Поступове зміцнення твердого розчину за умов високотемпературних режимів оброблення (1000 і 1100°C) є наслідком зростання напружень необхідних для пластичного зсуву. Лавиноподібне утворення дислокацій по мірі досягнення критичних значень границь плинності призводить до швидкого вичерпування запасу пластичності, що ілюструється зменшенням площі під кривою розтягування.

За цих обставин та за умови вибору в якості оціночного критерію придатності листового матеріалу до штампування саме показників повного відносного видовження δ_5 найкращих результатів слід очікувати в разі попереднього відпалу г/к підкату при 800°C протягом 4 год.

Виходячи з класичних уявлень про умови забезпечення стійкості процесу пластичної деформації для прогнозування поведінки листової заготовки при операціях формозміни більш коректним є вибір показників, які відображають рівень накопиченої деформації в матеріалі до моменту появи локального звуження [7, 8].

В процесі штампування метал із під фланцю може перетягуватися тільки до втрати стійкості 3-го роду, тому певний інтерес представляє собою аналіза показників рівномірної деформації δ_p , залежно від режимів термічного впливу на структуру г/к підкату. Ці дані, в свою чергу, дають змогу одержати певні закономірності зміни загального характеру деформаційного зміцнення безпосередньо від структурного стану ВХФ відносно кількості розчинених домішок, як контролювального механізму рухомості дислокацій на етапі пластичної плинності. В графічному вигляді залежності для показника рівномірного видовження δ_p від термодформаційних параметрів оброблення представлено на рис. 2.

Відсутність помітного впливу розмірів зерен на величину рівномірної деформації [9] дає змогу одержати більш чітку залежність даного оціночного критерію схильності до формозміни від структурного стану ВХФ по домішках втілення.

Характерним явищем для матеріалів з ОЦК-структурою є наявність трьох параболічних стадій зміцнення на етапі рівномірної деформації [10].

Присутність в структурі певної частки дисперсних частинок супроводжується відповідним інтенсивним зміцненням матеріалу на всьому етапі параболічної стадії кривої навантаження.

Максимальне значення δ_p в зразках з поздовжньою орієнтацією

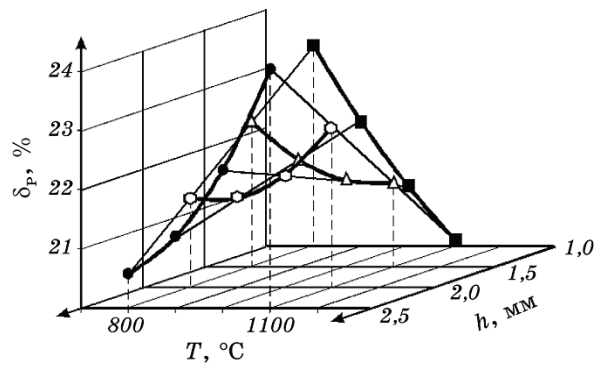


Рис. 2. Залежність δ_p від термодформаційних параметрів оброблення сталі 08X18T1 (термічне оброблення г/к підкату: відпал за температури 800°C впродовж 4 год, гартування від температур 900, 1000, 1100°C, 1 хв/мм; холодна прокатка на товщини 2,5, 2,0, 1,5, 1,0 мм (зі ступенями деформації 37, 50, 63, 75% відповідно)) при поздовжній орієнтації волокон.

Fig. 2. Dependence of uniform deformation δ_p on thermal-deformation parameters of the 08Kh18T1 steel treatment (thermal treatment of semi-finished hot-rolled products: annealing at 800°C for 4 hours, hardening from 900, 1000, 1100°C, 1 min/mm; cold rolling for the thickness of 2.5, 2.0, 1.5, 1.0 mm (with the deformation degree of 37, 50, 63, 75%, respectively)) for the case of longitudinal orientation of fibres.

волокон при 800°C, 4 год є наслідком інтенсивного зміцнення ВХФ частинками вторинних фаз на всьому етапі пластичної деформації. Згідно з результатами кількісної аналізи за відповідних режимів термічного оброблення в структурі г/к підкату фіксується близько $f = 0,039 \pm 0,0056$ об'ємної частки надлишкової фази (рис. 3, а) [11]. При середньому розмірі частинок $r = 0,08$ мкм довжина вільного пробігу дислокацій не перевищує $L_{800} = 2,628$ мкм [12].

При інших режимах термічного впливу на структуру г/к підкату в холоднодеформованому матеріалі цієї ж товщини спостерігається загальна тенденція до зниження показників рівномірного видовження зі зростанням температури оброблення.

В структурі зразків г/к підкату після гартування від 900°C, 1 хв/мм зберігається значний рівень гарячого наклепу, а виділення вторинних фаз практично відсутні (рис. 3, б). В даному випадку зміцнення фериту може забезпечуватись лише субструктурним фактором. В процесі холодної прокатки в матеріалі досить швидко формується розвинена комірчаста структура, яка частково зберігається після завершального термічного оброблення х/к листа і відіграє визначальну роль в процесі перерозподілу дислокацій при операціях формозміни.

Проведення термічного оброблення за режимом гартування від 1000°C , 1 хв/мм призводить до зменшення волокнистості структури і часткового збіднення ВХФ (через виділення вторинних дисперсних фаз) на атоми домішок (рис. 3, *в*). Незважаючи на те, що вторинні виділення є досить дрібними ($r = 0,058 \pm 0,014 \text{ мкм}$), зміцнення матеріялу, пов'язане зі зниженням рівня наклепу, не може компенсуватись фактором дисперсійного твердіння, оскільки об'ємна частка карбідної фази складає всього $f = 0,016 \pm 0,0054$ від загального об'єму. Відповідно до цього довжина вільного пробігу дислокацій за такого режиму термічного оброблення є значно більшою ($L_{1000} = 4,75 \text{ мкм}$), ніж у випадку відпалу підкату при 800°C , 4 год.

Після високотемпературного гартування від 1100°C , 1 хв/мм в г/к підкаті утворюється гомогенна структура ВХФ. В результаті змінюється характер кривої навантаження на етапі пластичної плинності і зміцнення матеріялу на параболічній стадії відбувається зі значно нижчими показниками кутових коефіцієнтів (K_1 , K_2 , K_3), що супроводжується зменшенням δ_p .

При порівняльній аналізі числових характеристик δ_p в політермічних перерізах для товщин $1,0$ і $2,5 \text{ мм}$ спостерігається досить чітка відповідність максимальних (мінімальних) значень, але при зворотних режимах термічного оброблення підкату (для товщини $1,0 \text{ мм}$ максимальне значення спостерігається при 800°C , а мінімальне — при 1100°C ; для товщини $2,5 \text{ мм}$ максимальне значення — при 1100°C , мінімальне — при 800°C).

Таким чином, при певних варіаціях режимів холодної прокатки характер зміни рівномірного видовження визначається ступенем леґованості ВХФ домішками втілення.

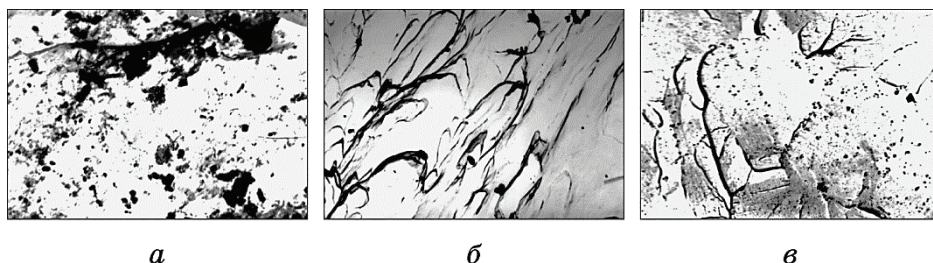


Рис. 3. Репліки, одержані з поверхонь шліфів з мікроструктурами г/к підкату після термічного оброблення, $\times 10000$: відпал 800°C , 4 год (*а*), гартування 900°C , 1 хв/мм (*б*), гартування 1000°C , 1 хв/мм (*в*).

Fig. 3. Replica obtained from the surfaces of the sections with the microstructures of hot-rolled semi-finished products after thermal treatment, $\times 10000$: 800°C annealing, 4 hours (*a*), 900°C annealing, 1 min/mm (*b*), 1000°C annealing, 1 min/mm (*v*).

Ці результати слід враховувати при виборі регламентованих режимів додаткового термічного оброблення г/к підкату, який в подальшому буде деформуватись на необхідну товщину.

При виготовленні виробів з листових заготовок товщиною 1,0 і 1,5 мм максимальний рівень рівномірної деформації буде забезпечуватись за умови наявності в структурі значної об'ємної частки вторинних включень (відпал 800°C, 4 год). В даному випадку цей фактор є більш вагомим у загальному зміцненні матеріялу, ніж межі зерен і субзерен.

Для формування високих показників рівномірного видовження в х/к листі товщиною 2,0 і 2,5 мм г/к підкат повинен піддаватися високотемпературному обробленню при 1100°C.

Для прогнозування поведінки листової заготовки при більш складних операціях штампування ніж розтягнення в радіальному напрямку (ротаційне гнуття) досить часто користуються величиною відношення σ_s/σ_B . Цей критерій дає можливість одержати комплексну оцінку, а саме, величини напруження необхідного для початку процесу легкого ковзання і, водночас, характеру деформаційного зміцнення на стадії рівномірного видовження [13].

Відомо, що чим нижче величина відношення σ_s/σ_B , тим вище схильність листового металу до формозміни при виготовленні виробів. Тому в процесі дослідження при різних варіаціях режимів термомодеформаційного оброблення намагались оцінити залежність даного оціночного критерію від рівня легуваності ВХФ домішками втілення, розміру зерен та їхньої будови. Графічні залежності величини відношення σ_s/σ_B наведено на рис. 4.

Одним зі структурних факторів, що може впливати на величину σ_s , є розмір зерен або субзерен. Аналіза характеру ізотермічних ліній в досліджуваних інтервалах варіювання режимів холодної деформації свідчить про відсутність чіткої залежності величини σ_s/σ_B від цього параметра. Виключенням є тільки ізотерми для відпалених зразків при 800°C, 4 год, які, незалежно від орієнтації волокон, мали однакову тенденцію до підвищення значень σ_s/σ_B при збільшенні товщини листа (фактично при укрупненні зерна).

Відсутність прямої залежності границі плинності від зміни розмірів зерен фактично вказує на те, що ця величина в більшій мірі визначається іншими чинниками рівняння Петча, а саме σ_i і K_y . Обидва ці параметри характеризують рухомість дислокацій і ступінь їх блокування, залежно від концентрації домішок, розчинених в об'ємі сталі.

В свою чергу, залежно від форм існування атомів Карбону та Нітрогену в структурі феритних корозійностійких сталей, певним чином змінюються не тільки рівень напружень границі плинності σ_s , а й кутові коефіцієнти кривої розтягнення на етапі рівномірної деформації (фактично σ_B).

Відповідь на питання, який із факторів зміцнення — пересиченість ВХФ чи присутність в структурі вторинних карбідів — буде мати більш суттєвий вплив на величину σ_B , слід шукати в характері політермічних ліній. Адже саме вони відображають зміну структурного стану ВХФ по атомам втілення при певних варіаціях режимів термічного впливу.

При високих ступенях деформації (товщина листа 1,0 і 1,5 мм) політермічні криві мають ідентичний вигляд незалежно від орієнтації волокон в зразках.

Мінімальні значення величини співвідношення σ_S/σ_B спостерігались за умов проведення попереднього відпалювання г/к підкату при 800°C, 4 год, коли значна кількість вторинної фази, що виділялася в процесі цієї термічного оброблення, зберігалася в структурі і після рекристалізації х/к листа. Цей факт можна пояснювати з позицій зменшення концентрації розчинених домішок у ВХФ, що призводить до зниження напружень тертя, необхідного для ковзання дислокацій σ_i , і коефіцієнта K_y .

З іншої точки зору низькі значення величини σ_S/σ_B при цій температурі зумовлені не тільки зменшенням напружень σ_S , а і додатковим фактором, який пов'язаний зі зміцненням матеріалу за ра-

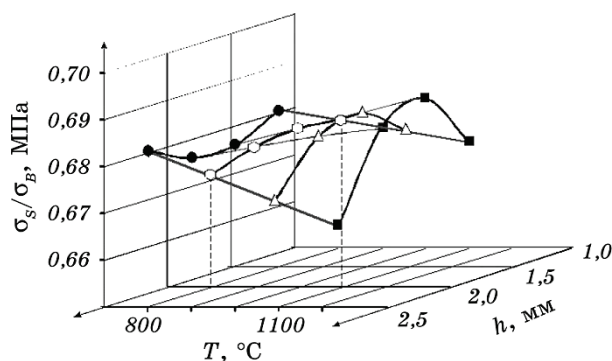


Рис. 4. Залежність σ_S/σ_B від термодформаційних параметрів оброблення сталі 08X18T1 (термічне оброблення г/к підкату: відпал за температури 800°C впродовж 4 год, гартування від температур 900, 1000, 1100°C, 1 хв/мм; холодна прокатка на товщини 2,5, 2,0, 1,5, 1,0 мм (зі ступенями деформації 37, 50, 63, 75% відповідно)) при поздовжній орієнтації волокон.

Fig. 4. Dependence of ratio σ_S/σ_B on thermal-deformation parameters of the 08Kh18T1 steel treatment (thermal treatment of semi-finished hot-rolled products: annealing at 800°C for 4 hours, hardening from 900, 1000, 1100°C, 1 min/mm, cold rolling for the thickness of 2.5, 2.0, 1.5, 1.0 mm (with the deformation degree of 37, 50, 63, 75%, respectively)) for the case of longitudinal orientation of fibres.

хунок наявності в структурі дисперсних частинок вторинної фази, що збільшує σ_B .

Проведення термічного оброблення г/к підкату у високотемпературній області (гартування від 900, 1000 і 1100°C) негативно впливає на величину σ_S/σ_B .

При цьому збільшення величини σ_S/σ_B не слід пов'язувати тільки зі зростанням концентрації атомів Карбону та Нітрогену у твердому розчині і, тим самим, із підвищенням напружень плинності σ_S . Також слід враховувати, що матеріали з ОЦК-ґратницею характеризуються наявністю великої кількості систем ковзання і високою енергією дефектів пакування, що в комплексі обумовлює досить легке поперечне ковзання дислокацій [14]. Відсутність для рухомих дислокацій ефективних бар'єрів, таких як некогерентні виділення вторинної фази, призводить до того, що стадії легкого і множинного ковзання в цих матеріалах можуть перекриватись і нахил кривої розтягнення на етапі рівномірної деформації відповідає низьким значенням кутових коефіцієнтів зміцнення. Тому режими термічного оброблення, які сприятимуть гомогенізації фериту, як у випадку гартування від 900, 1000 і 1100°C, будуть неодмінно призводити до зниження границі міцності σ_B .

Слід додатково зазначити, що характерним явищем для всіх політерм є зниження величини σ_S/σ_B в зразках, г/к підкат яких був загартований від 1100°C. На наш погляд це пов'язано зі зменшенням напружень плинності σ_S внаслідок формування більш грубого зерна фериту.

Аналіза наведених графічних залежностей σ_S/σ_B свідчить про те, що найбільш схильний до якісного штампування буде листовий матеріал товщиною 1,0 і 1,5 мм, г/к підкат якого піддавався відпалу при 800°C, 4 год.

4. ВИСНОВКИ

1. Встановлено, що максимальні значення δ_5 в зразках із дрібнокристалічною структурою ($h = 1,0$ і $1,5$ мм при деформації $\varepsilon = 63$ – 75%) забезпечуються за умов попереднього відпалу г/к підкату при 800°C, 4 год, при якому відбувається максимальне очищення ВХФ від надлишкових атомів Карбону та Нітрогену.

2. На основі аналізу графічних залежностей рівномірного видовження δ_p встановлено, що вибір термочасових параметрів попереднього термічного оброблення гарячекатаного підкату слід проводити з урахуванням режимів подальшої холодної прокатки штаби, які впливають на формування загального характеру субзеренної структури і розподіл елементів втілення в сталі.

При формозміні холоднокатаного листового прокату товщиною $h = 1,0$ і $1,5$ мм ($\varepsilon = 63$ – 75%) задовільна стійкість процесу пластич-

ного деформування, яке спостерігається при високих значеннях δ_p , забезпечується за умов попереднього відпалу гарячекатаного підкату при 800°C, 4 год завдяки присутності в структурі значної кількості вторинної зміцнювальної фази.

3. За результатами дослідження механічних властивостей розроблено оптимальні термомодеформаційні режими виготовлення холоднокатаного листового прокату феритних корозійностійких сталей, які забезпечують максимальний ефект при конкретних операціях штампування.

Схильність листового матеріалу до формозміни при операціях ротаційного гнуття буде тим вище, чим нижча величина відношення σ_s/σ_B , що забезпечується попереднім відпалюванням гарячекатаного підкату при 800°C, 4 год.

При виготовленні виробів глибокою витяжкою більш доцільним буде використання режиму гартування від 1000°C, 1 хв/мм, який сприяє певному очищенню високохромистого фериту від атомів домішок без порушення структури гарячого наклепу.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. И. А. Томилин, В. И. Саррак, Н. А. Горохова, С. О. Суворова, Л. Л. Жуков, *Физ. мет. металловед.*, **56**, вып. 3: 501 (1983).
2. А. Л. Бондаренко, *Металлофизика*, **7**: (1978).
3. А. Л. Бондаренко, А. В. Климов, В. Л. Грешта, *Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении* (Краматорск: ДГМА: 1998), с. 175.
4. В. Ю. Ольшанецкий, В. Л. Грешта, А. Л. Бондаренко, *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, № 2: 78 (2002).
5. В. Л. Грешта, *Вісник Приазовського державного технічного університету*, **29**: 90 (2014).
6. А. Л. Бондаренко, В. Л. Грешта, Л. П. Степанова, *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, № 2: 33 (2000).
7. И. Н. Христенко, *Металлы*, № 5: 139 (1985).
8. А. Л. Бондаренко, В. С. Виниченко, Ю. Т. Рыбаченко, *Новые конструкционные материалы и эффективные методы их получения и обработки* (Киев: УМВК ВО: 1988), с. 32.
9. F. V. Pickering, *Symp. Climax Molybdenum Co.* (Kyoto: 1971), vol. **9**, p. 255.
10. В. И. Трефилов, И. Д. Горная, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский, *Докл. АН УССР. Сер. А*, № 5: 83 (1980).
11. А. Л. Бондаренко, В. Л. Грешта, Г. А. Бялік, Т. П. Семенюк, *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів* (Запоріжжя: ЗНТУ: 2003), с. 59.
12. M. F. Ashby, *Proc. Second Bolton Landing Conference on Oxide Dispersion Strengthening* (New York: Gordon and Breach: 1968), p. 143.
13. J. C. Wright, *Sheet Metal Industries*, **38**, No. 415: 813 (1961).
14. M. Tang, L. P. Kubin, and G. R. Ganova, *Acta Mater.*, **46**, Iss. 9: 3221 (1998).

REFERENCES

1. I. A. Tomilin, V. I. Sarrak, N. A. Gorokhova, S. O. Suvorova, and L. L. Zhukov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **56**, Iss. 3: 501 (1983) (in Russian).
2. A. L. Bondarenko, *Metallofizika*, **7**: (1978) (in Russian).
3. A. L. Bondarenko, A. V. Klimov, and V. L. Greshta, *Sovershenstvovanie Protsesov i Oborudovaniya Obrabotki Davleniem v Metallurgii i Mashinostroenii* [Improving Processes and Equipment Forming in Metallurgy and Mechanical Engineering] (Kramatorsk: DGMA: 1998), p. 175 (in Russian).
4. V. Yu. Ol'shanets'kyy, V. L. Greshta, and A. L. Bondarenko, *Novi Materialy i Tekhnologiyi v Metalurgiyi ta Mashynobuduvanni*, No. 2: 78 (2002) (in Ukrainian).
5. V. L. Greshta, *Visnyk Pryazovs'kogo Derzhavnogo Tekhnichnoho Universytetu*, **29**: 90 (2014) (in Ukrainian).
6. A. L. Bondarenko, V. L. Greshta, and L. P. Stepanova, *Novi Materialy i Tekhnologiyi v Metalurgiyi ta Mashynobuduvanni*, No. 2: 33 (2000) (in Ukrainian).
7. I. N. Khristenko, *Metally*, No. 5: 139 (1985) (in Russian).
8. A. L. Bondarenko, V. S. Vinichenko, and Yu. T. Rybachenko, *Novye Konstruktsionnye Materialy i Effektivnye Metody Ikh Polucheniya i Obrabotki* [New Construction Materials and Efficient Methods for Their Preparation and Treatment] (Kyiv: UMVK VO: 1988), p. 32 (in Russian).
9. F. B. Pickering, *Symp. Climax Molybdenum Co.* (Kyoto: 1971), vol. **9**, p. 255.
10. V. I. Trefilov, I. D. Gornaya, V. F. Moiseev, and E. P. Pechkovskiy, *Dokl. AN Ukr.SSR. Ser. A*, No. 5: 83 (1980) (in Russian).
11. A. L. Bondarenko, V. L. Greshta, H. A. Byalik, and T. P. Semenyuk, *Novi Konstruktsiyi Stali ta Stopy i Metody Yikh Obrobky dlya Pidvyshchennya Nadiynosti ta Dovgovichnosti Vyrobit* [New Structural Steels and Alloys and Methods of Their Treatment to Improve the Reliability and Durability of Products] (Zaporizhzhya: ZNTU: 2003), p. 59 (in Ukrainian).
12. M. F. Ashby, *Proc. Second Bolton Landing Conference on Oxide Dispersion Strengthening* (New York: Gordon and Breach: 1968), p. 143.
13. J. C. Wright, *Sheet Metal Industries*, **38**, No. 415: 813 (1961).
14. M. Tang, L. P. Kubin, and G. R. Ganova, *Acta Mater.*, **46**, Iss. 9: 3221 (1998).