

Дослідження впливу деформаційної обробки на формування структури і властивості ультранизьковуглецевої сталі

Досліджено структуру та механічні властивості зразків ультранизьковуглецевої сталі після деформації та охолодження на повітрі. Результати роботи можуть бути використані на підприємствах, що випускають низьковуглецевий тонколистовий прокат. Іл. 5. Табл. 4. Бібліогр.: 6 найм.

Ключові слова: ультранизьковуглецева сталь, деформація, структуроутворення, механічні властивості, пластичність, спеціальні кордони зерен

The structure, mechanical properties of ultra low-carbon steels samples after the deformation and cooling in air are researched. The results of the work might be used by the industrial enterprises where thin-sheet from low-carbon steel is produced.

Keywords: ultra low-carbon steel, deformation, structure formation, mechanical properties, ductility, special grain boundaries

Тонкий лист з низьковуглецевих сталей широко використовується в машино- та автомобілебудуванні при виготовленні холодною штамповкою деталей кузова автомобіля. Основне виробництво гарячекатаного листа зосереджено на безперервних широкоштабових станах (БШС), однак, при обробці не завжди вдається дотримуватись необхідних температурних режимів закінчення прокатки, що мають суттєвий вплив на мікроструктуру металу. Оскільки практично всі механічні властивості є структурно-чутливими, то зміни умов кінця прокатки впливають на механічні властивості гарячекатаного листа.

Міждержавний стандарт ГОСТ 16523-97 (ДСТУ 2834-94) регламентує якість тонколистового прокату. Виконання вимог до мікроструктури забезпечить металу здатність до штамповки та необхідну якість готових деталей. На практиці прокатку низьковуглецевих сталей через великі теплові втрати закінчують в двофазній аустеніто-феритній області, що приводить до утворення різнозернистої структури. Згідно з даними літератури, сприятлива мікроструктура та здатність до витяжки досягаються при обробці в феритному інтервалі температур в чистовій групі БШС сталей із вмістом вуглецю менш, ніж 0,02 % (IF-сталі).

Проблема суттєвого поліпшення здатності до штамповки холоднокатаних листів при збереженні міцності вирішується в промислово розвинутих країнах шляхом використання IF-сталей (Interstitial Free Steels) чи сталей з вільними міжвузловинами. IF-сталі без фаз впрова-

дження високопластичні, їх структура стабілізована мікродобавками ніобію і титану, містять наднизьку кількість вуглецю ($\leq 0,005\%$), який сумісно з азотом повністю зв'язаний в карбіди, нітриди і карбонітриди. Міцність зумовлена зміцненням твердого розчину кремнієм, марганцем і фосфором. Здатність до штамповки цих сталей досягається за рахунок наднизького вмісту вуглецю та азоту.

Мета роботи

Встановлення закономірностей впливу деформаційних режимів прокатки на формування структури і властивості ультранизьковуглецевої сталі 01ЮТ.

Матеріал та методи дослідження

У роботі досліджували картки ультранизьковуглецевої сталі (УНС) 01ЮТ товщиною 3,5 мм після обробки на безперервному широкоштабовому стані БШС 200. Експериментальні дослідження температурних умов прокатки здійснювали на лабораторному прокатному стані 280. Зразки після прокатки охолоджували на повітрі. Хімічний склад сталі 01ЮТ наведений в табл. 1. Експериментальні температурно-деформаційні режими прокатки представлені в табл. 2.

Таблиця 1

Хімічний склад сталі 01ЮТ

Вміст елементів, % (по масі)											
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	N	Ca
0,003	0,12	0,01	0,005	0,011	0,01	0,01	0,02	0,05	0,07	0,004	0,0003

Мікроструктуру досліджено за допомогою світлової мікроскопії, а також комп'ютерного забезпечення: програми Adobe Photoshop CS2. Ви-

мірювання комплексу механічних властивостей проведено за допомогою стандартних методів механічних випробувань на розтягнення. Вивчення просторового розподілу орієнтувань елементів кристалічної структури сталі здійснено за допомогою методу автоматичного аналізу картин дифракції зворотно розсіяного пучка електронів (EBSD-аналіз).

рячої деформації структурні зміни пов'язані із формуванням субзеренної структури. В інтервалі після обтискування сталь частково відновлює структуру. Тому структура гарячедеформованої сталі є результатом декількох обтискувань при різних температурах і пауз між ними, тобто відбувається накладення статичних та динамічних процесів структурних змін [2].

Таблиця 2

Температурно-деформаційні режими прокатки сталі 01ЮТ

$T_{нагр}$	$T_{пр}$	h_0	h_1	Δh_1	ϵ_1	$T_{2пр}$	h_2	Δh_2	ϵ_2	$\Sigma\Delta h$	$\Sigma\epsilon$
°C		мм			%	°C	мм		%	мм	%
1000	970-980	3,5	2,37	1,13	32,3	-	-	-	-	1,13	32,3
1000	970-980	3,5	1,80	1,70	48,6	730-740	1,3	0,5	27,8	2,2	62,9

Примітки: $T_{нагр}$ – температура нагріву листової сталі, °C; $T_{пр}$ – температура прокатки листової сталі в першому проході, °C; $T_{2пр}$ – температура прокатки листової сталі в другому проході, °C; h_0 – вихідна товщина зразка, мм; h_1 – товщина зразка після першого проходу, мм; h_2 – товщина зразка після другого проходу, мм; Δh_1 – абсолютне обтискування металу в першому проході, мм; Δh_2 – абсолютне обтискування металу в другому проході, мм; $\Sigma\Delta h$ – сумарне обтискування металу за два проходи, мм; ϵ_1 – відносний ступінь деформації металу в першому проході, %; ϵ_2 – відносний ступінь деформації металу в другому проході, %; $\Sigma\epsilon$ – сумарний ступінь деформації металу за два проходи, %.

Результати досліджень

Мікроструктура сталі 01ЮТ, що оброблена за режимом: нагрів до 1000 °C та прокаткою за один прохід в області однофазної аустенітної структури зі ступенем деформації 32,3 % (рис. 1, табл. 2), охолоджена на повітрі, характеризується нерівномірним зерном фериту по всьому перерізу листа (табл. 3), тобто островною різнозернистістю. Деякі зерна мають витягнуту форму, співвідношення осей 1:3 (1:2).

Згідно з даними літератури, критична точка Ar_3 для ІF-сталей із вмістом вуглецю 0,002-0,003 % на 30-40 °C вище, ніж у звичайних низьковуглецевих сталей. Пластична деформація в аустенітному стані супроводжується двома конкуруючими процесами: значним збільшенням щільності дислокацій, що викликають зміцнення (гарячий наклеп), та перебудовою цих дислокацій (знеміцнення сталі). Наклеп відбувається в ході гарячої деформації, знеміцнення – при деформації та після неї. Структурні та субструктурні змінення в сталі – складний комплекс процесів, що співпадають один з одним. Під час деформації в аустеніті розвиваються ковзання в середині зерна, двійникування і міжзеренне прослизання, що проявляється в хвилеподібному характері границь зерен. Відбувається формування коміркової субструктури, яка характерна для динамічного зміцнення. Оскільки температура деформації висока, то поряд зі зміцненням розвивається динамічне знеміцнення, що є наслідком процесів переповзання та сходження дислокацій та їх анігіляція [1]. В області га-

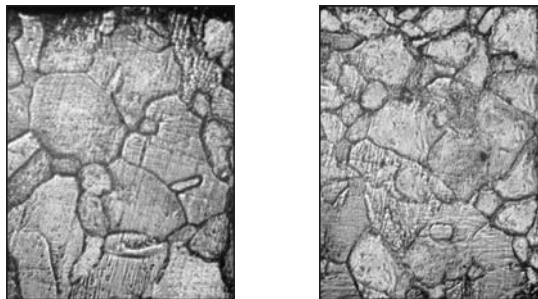


Рис. 1. Мікроструктура поверхневої (а) та центральної (б) зон зразків сталі 01ЮТ, прокатка за один прохід, ×200

Таблиця 3

Середній розмір зерна фериту і товщина дрібнозернистого шару в структурі сталі 01ЮТ

Сумарний ступінь деформації, %	Розмір зерна фериту, мкм				Товщина дрібнозернистого шару, мкм		Кінцева товщина листа, мм
	уздовж напрямку прокатки		поперек напрямку прокатки		уздовж напрямку прокатки	поперек напрямку прокатки	
	поверхнева зона	центральна зона	поверхнева зона	центральна зона			
32,3	35-180	40-170	55-160	55-160	-	-	2,37
62,9	15-25	20-130	10-30	10-115	100-200	200-250	1,3

Відомо, що під час прокатки та охолодження відбуваються один за одним або одночасно ряд процесів: фазова перекристалізація матриці, змінення величини і форми зерен фериту, орієнтування та ступеню досконалості кристалітів. Характер розвитку та ступінь завершення цих процесів залежать від температур, при яких прокатка відбувається та закінчується, від ступеню обтискування, швидкості деформації та охолодження металу [3].

Мікроструктура сталі 01ЮТ, що прокатана за два проходи: перший – в аустенітній області при температурі 970-980 °С, другий – у феритній області при температурі 730-740 °С зі ступенем деформації 62,9 % (рис. 2, табл. 2), після охолодження на повітрі характеризується наявністю дрібнозернистого шару в поверхневій зоні, який складає ~ 1/5-1/6 товщини з кожного боку листа. Середній розмір феритного зерна в цьому шарі наведений в табл. 3. Закінчення прокатки сталі 01ЮТ в феритній області температур сприяло формуванню зональної різнозернистості в її структурі (що може бути пов'язано з протіканням процесу статичної рекристалізації). Деякі зерна нерівновисні, витягнутої форми із співвідношенням $N_{\text{зерна}}:L_{\text{зерна}} = 1:2$ (1:3).

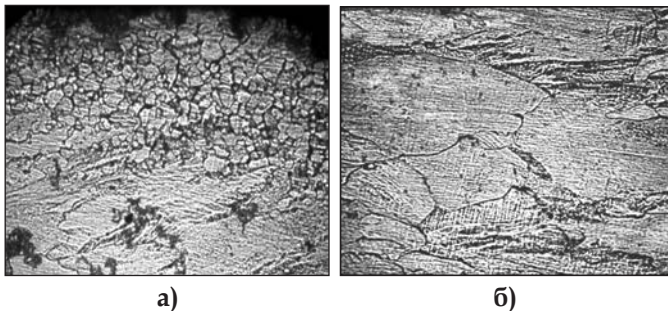


Рис. 2. Мікроструктура поверхневої (а) та центральної (б) зон зразків сталі 01ЮТ, прокатка за два проходи, $\times 200$

Під час паузи між проходами відбувався розпад аустеніту з виділенням фериту. В поверхневих зонах, що охолоджувались з більшою швидкістю, спостерігається рекристалізована дрібнозерниста феритна структура, структура центральної зони – наслідок незавершеного процесу рекристалізації.

Відповідно до даних літератури [4], вміст титану повинен у 4,5 рази перевищувати вміст вуглецю. Світовий досвід виробництва ІФ-сталей свідчить про необхідність мікролегування їх ніобієм та титаном (в роботі [5] ці елементи містяться в кількості 0,02-0,04 %). В дійсних дослідженнях вміст титану в УНС більший (0,05-0,07 %). Можливо, негативний вплив титану (зміцнення матеріалу, утворення гострокутних карбонітридних виділень, які роблять межі зерен крихкими і зни-

жують пластичність металу) компенсований наявністю у складі УНС кальцію у кількості 0,0002-0,0003 % (поверхнево-активного елементу з підвищеною горючістю, який перешкоджає збагаченню титаном, міддю та фосфором границь зерен, зв'язує сірку та азот, покращує пластичність та здатність сталі до штамповки).

В роботі [4] вказано, що при низьких температурах закінчення прокатки в структурі поверхневих зон листа із низьковуглецевих сталей (в крайніх частинах рулону, які швидко охолоджуються) утворюється структура із зернами фериту витягнутої форми. Така структура виникає тому, що структурні складові листа, збагаченого домішками, важко піддаються рекристалізації і витягуються у напрямку прокатки.

Таким чином, результати досліджень показали, що при деформації УНС найбільша нерівномірність феритної структури спостерігається при обробці зразків за режимами з прокаткою за два проходи в аустенітній і феритній областях.

Оскільки взаємозалежність між будь-якою однією характеристикою механічних властивостей і здатністю до штамповки встановити важко, оцінку проводять за сукупністю властивостей. Показник здатності листової сталі до витяжки σ_t/σ_b на практиці зменшують за рахунок правильного вибору технологічних параметрів виплавки сталі, гарячої та холодної прокатки.

На дуже добру здатність сталі до витяжки, як відомо, можна розраховувати при $\sigma_t/\sigma_b \approx 0,6$, на добру – при $\sigma_t/\sigma_b = 0,65 \div 0,75$ та на погану – при $\sigma_t/\sigma_b > 0,75$. За даними роботи [4], значення відношення $\sigma_t/\sigma_b \sim 0,65$ можна практично досягнути лише в дресированих листах товщиною більше 0,8 мм після холодної прокатки. Дресировку проводять з сумарним ступенем обтискування до 2 % з метою усунення площадки текучості відпаленого матеріалу, покращення якості поверхні, зниження значення відношення σ_t/σ_b та ін.

Оскільки УНС відрізняються ультранизьким вмістом вуглецю (тисячні долі відсотка по масі) та розкислені титаном, зв'язування атомів вуглецю та азоту в карбіди та нітриди сприяє збільшенню розміру зерна в структурі, зниженню межі текучості, а також зменшує схильність сталі до старіння.

Дослідження механічних властивостей УНС показали, що зі збільшенням ступеню деформації спостерігається підвищення значень міцностних властивостей та зниження пластичних характеристик, і, як наслідок, здатності до витяжки. Аналіз рис. 3 показав, що значення твердості, межі міцності, межі текучості зі зростанням ступеню деформації зразків сталі 01ЮТ збільшуються, а показник відносного подовження знижується.

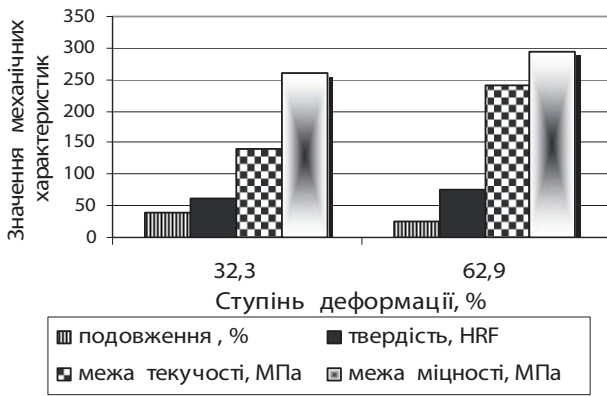


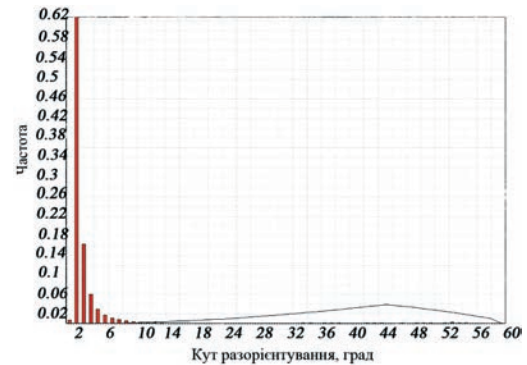
Рис. 3. Механічні властивості деформованих зразків сталі 01ЮТ

Прокатка зразків УНС в області температур аустенітного стану забезпечує металу добру здатність до глибокої витяжки (при товщині зразків 2,37 мм $\sigma_B = 260$ МПа; $\sigma_T = 140$ МПа; $\sigma_T/\sigma_B \sim 0,54$; $\delta = 39$ %; HRF 60). Таким чином, у зразку сталі 01ЮТ, прокатаному зі ступенем деформації 32,3 %, спостерігається поєднання добрих пластичних властивостей ($\sigma_T/\sigma_B = 0,54$) при відносному подовженні $\delta = 39$ %. Значення відношення σ_T/σ_B для сталі 01ЮТ після двопрхідної прокатки складає 0,8, що свідчить про погану здатність до витяжки.

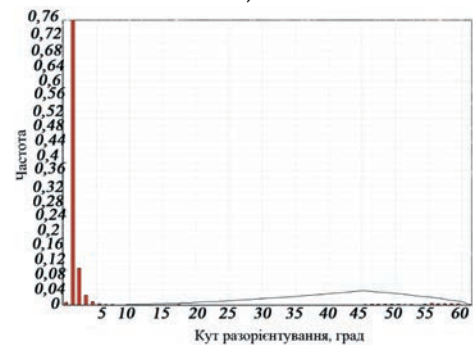
Відомо, що границі субзерен і зерен в металах розділяють на малокутові (кут разорієнтувань менш, ніж 5°) та великокутові (кут разорієнтувань більший за 5°). Малокутові границі (МКГ) спостерігаються між субзернами та мають дислокаційну будову. У найпростішому випадку МКГ можна уявити за допомогою ряду паралельних крайових дислокацій – границь неповної атомної площини (екстраплощини). Структура великокутових границь більш складна.

Оскільки дані про разорієнтацію зерен є необхідною умовою для аналізу їх структури, за допомогою EBSD-аналізу отримані гістограми розподілу границь зерен за кутами разорієнтувань в структурі листа сталі 01ЮТ (рис. 4, табл. 4). Гістограми розподілу границь зерен за кутами разорієнтувань в структурі центральної та поверхневої зон зразків сталі 01ЮТ (ступінь деформації 32,3 %) характеризуються наявністю піку в районі кута разорієнтувань біля 2° (рис. 4а, б). На гістограмах розподілу границь зерен за кутами разорієнтувань в структурі центральної та поверхневої зон зразків сталі 01ЮТ (ступінь деформації 62,9 %) гострий пік в районі кута разорієнтувань біля 1° (рис. 4в, г), що свідчить про безумовну перевагу МКГ. Вміст МКГ в структурі поверхневої зони зразка сталі 01ЮТ (ступінь деформації 32,3 %) складає ~ 95 % (рис. 4а), в структурі центральної зони – 90 % (рис. 4б), в структурі поверхневої зони зразка сталі 01ЮТ (ступінь

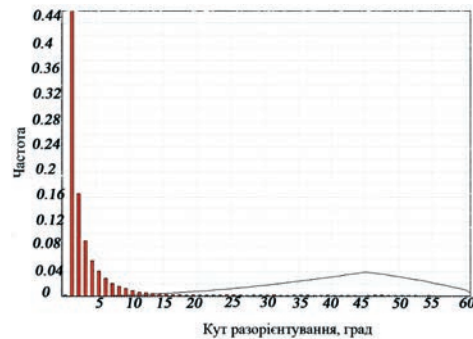
деформації 62,9 %) ~ 80 % (рис. 4в), в структурі центральної зони цього ж зразка сталі 01ЮТ ~ 90 % (рис. 4г). Розподіл границь зерен за кутами разорієнтувань на гістограмах приведені за довжиною границь.



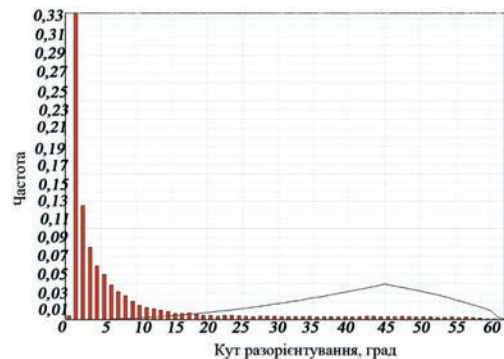
а)



б)



в)



г)

Рис. 4. Гістограми розподілу границь зерен за кутами разорієнтувань в структурі сталі 01ЮТ: а, б – ступінь деформації 32,3 %; в, г – ступінь деформації 62,9 %; а, в – поверхнева зона листа; б, г – центральна зона листа

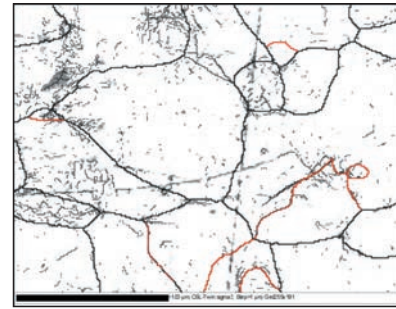
Границі зерен є елементом структури будь-якого кристалічного матеріалу та мають важливе значення при формуванні його фізичних та механічних властивостей [6]. Границі зерен беруть участь практично у всіх процесах, які відбуваються в матеріалах при деформації та термічній обробці. Якщо два зерна, які разорієнтовані по відношенню до спільних для обох зерен кристалографічних осей повороту, утворюють границю, то частина атомів цих зерен може опинитися на спільній «зверхрешітці» – решітці співпадаючих вузлів (РСВ).

Великокутові границі із певною кількістю місць співпадіння є спеціальними. Вони мають впорядковану структуру із своїм періодом та особливими властивостями, характеризуються високою щільністю співпадаючих вузлів та зниженою енергією. Будова спеціальних границь фасетчата, фасетки мають певне орієнтування уздовж зернограничних площин із низькою енергією. Двійникова границя $\Sigma 3$ – унікальний тип РСВ. Вона не тільки характеризується максимальною щільністю співпадаючих вузлів (кожний третій вузел є спільним) і мінімальною енергією висококутових границь, але і утвореними своїми власними механізмами деформації чи двійникового росту [2].

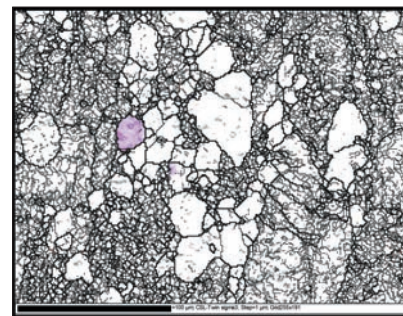
Двійникові границі, поряд з границями зерен, мають вплив на межу текучості та межу міцності. Двійникові границі мають досконалу будову. Така границя забезпечує значне зчеплення кристалів, тобто має низьку енергію. Чим більш часто зустрічаються такі місця в границі, тим нижче її енергія. Якщо решітки двох кристалів уявити взаємопроникаючими та сполученими в деякому загальному вузлі, то при деяких відносних поворотах виникає трьохмірна РСВ. Відношення об'ємів елементарних комірок РСВ та вихідної решітки характеризується параметром Σ – зворотної просторової щільності співпадаючих вузлів. Вузли разорієнтування, для яких $\Sigma < 100 \div 150$, є спеціальними. Якщо площина границі може бути проведена через співпадаючі вузли, спеціальною є і сама границя [6].

Вміст малокутових та спеціальних границь $\Sigma 3 \ 60^\circ < 111 \rangle$ в структурі сталі 01ЮТ після однопрохідної та двопрохідної деформації, що отриманий за допомогою EBSD-аналізу, представлений в табл. 4.

EBSД-аналіз показав, що добра здатність до глибокої витяжки зразків сталі 01ЮТ, прокатаних в аустенітній області, пояснюється більш високим вмістом в їх структурі спеціальних границь $\Sigma 3 \ 60^\circ < 111 \rangle$ (13,2 % в поверхневій (рис. 5а) та 11,3 % в центральній зонах), ніж в структурі зразків тієї ж сталі, деформованої за два проходи (вміст спеціальних двійникових границь в структурі поверхневої зони складає 1,53 % (рис. 5б), в структурі центральної зони – 1,57 %). Спеціальні границі $\Sigma 3 \ 60^\circ < 111 \rangle$ позначені на рис. 5 червоним кольором.



а)



б)

Рис. 5. Структура поверхневих зон зразків сталі 01ЮТ із двійниковими границями зерен $\Sigma 3 \ 60^\circ < 111 \rangle$: а – ступінь деформації 32,3 %; б – ступінь деформації 62,9 %, $\times 500$

Висновки

1. Досліджено мікроструктуру зразків УНС 01ЮТ, прокатаних за один і два проходи в аустенітній і феритній температурних областях з охолодженням на повітрі. Двопрохідна деформація сталі 01ЮТ призвела до утворення зональної різнозернистості в структурі металу, що може бути пов'язано з протіканням процесу статичної рекристалізації.

2. Отримані дані по визначенню розподілу границь зерен за кутами разорієнтувань, вмісту

Таблиця 4

Результати EBSД-аналізу зразків сталі 01ЮТ

Сумарний ступінь деформації, %	Малокутові границі, %		Спеціальні границі $\Sigma 3$, %		σ_T / σ_B
	центральна зона	поверхнева зона	центральна зона	поверхнева зона	
32,3	90,0	95,0	11,3	13,2	0,54
62,9	90,0	80,0	1,57	1,53	0,8

та номенклатури спеціальних границь дозволили встановити, що для УНС 01ЮТ, деформованої в аустенітному стані за один прохід, добру здатність до витяжки можна пояснити більшою концентрацією малокутових границь і більш високим вмістом спеціальних границь $\Sigma 3 60^\circ \langle 111 \rangle$ в її структурі в порівнянні зі сталлю, прокатку якої у другому проході здійснювали в феритній області температур.

3. Показано, що із збільшенням ступеню деформації і виникаючим зернограничним зміцненням спостерігається підвищення значень міцностних властивостей і зниження пластичних характеристик досліджених зразків сталі 01ЮТ, а отже, і здатності металу до витяжки.

4. Встановлено, що для отримання рівномірної структури тонколистового прокату із УНС необхідне коригування режиму деформаційної обробки із врахуванням хімічного складу (визначення температури початку та кінця прокатки, а також швидкості охолодження в післядеформаційний період). Це дозволить встановити раціональні параметри обробки тонкого листа для забезпечення необхідного рівня властивостей та здатності металу до витяжки.

Бібліографічний список

1. Основы металлографии и пластической деформации стали / Г. И. Бельченко, С. И. Губенко. – Киев-Донецк: Вища школа, 1987. – 240 с.
2. Деформация металлических материалов / С. И. Губенко, В. В. Парусов. – Д.: Арт-пресс, 2006. – 316 с.
3. Беняковский М. А. Производство автомобильного листа / М. А. Беняковский, В. Л. Мазур, В. И. Мелешко. – М.: Металлургия, 1979. – 256 с.
4. Дедек Вл. Полосовая сталь для глубокой вытяжки. – М.: Металлургия, 1970. – 208 с.
5. Влияние температурного режима конца прокатки и охлаждения на структурообразование в низкоуглеродистых и особоуглеродистых сталях / А. Н. Завалицин, Г. А. Завалицин, Л. В. Крынина, А. А. Плаксина [и др.] // Фазовые и структурные превращения в сталях: Сб. научных трудов. – 2002. – Вып. 3. – С. 418-431.
6. Трансляционная симметрия и энергия специальных границ зерен / Г. М. Русаков // Фазовые и структурные превращения в сталях: Сб. научных трудов. – 2001. – Вып. 2. – С. 242-290.

Поступила 12.02.2015



УДК 669.1.017.3:621.785:621.771.25:669.141.24.083.133

Наука

Парусов Э. В. /к. т. н./, Парусов В. В. /д. т. н./,
Сагура Л. В. /к. т. н./, Сивак А. И.
ИЧМ НАНУ

Клименко А. П. /к. т. н./
УГХТУ

Разработка режима термомеханической обработки катанки из стали 85, микролегированной бором, на основе закономерностей превращений аустенита при непрерывном охлаждении

Построена термокинетическая диаграмма превращений аустенита стали 85, микролегированной бором. Показано влияние скорости охлаждения на дисперсность перлита. Разработан научно обоснованный режим охлаждения катанки из стали 85 на линии Steelmor. Ил. 2. Библиогр.: 5 назв.

Ключевые слова: кинетика превращений аустенита, структурообразование, высокоуглеродистая сталь, микролегирование, бор, катанка, режим охлаждения

The continuous cooling transformation diagram of austenite of steel of 85, microalloyed by boron has been built. Influence of cooling rate on dispersibility of pearlite has been shown. The theoretically substantiated mode of cooling of a wire rod of steel 85 on the line of Steelmor (during the Steelmor process) has been developed.

Keywords: the kinetics of austenite transformation, structure formation, high carbon steel, microalloying, boron, wire rod, cooling mode

Состояние вопроса и задачи исследования

Одним из главных качественных показателей высокоуглеродистой катанки, который обе-

спечивает ее прямое волочение (без применения как исходного, так и промежуточного патентирования) в проволоку является соответ-

© Парусов Э. В. /к. т. н./, Парусов В. В. /д. т. н./, Сагура Л. В. /к. т. н./, Сивак А. И., Клименко А. П. /к. т. н./, 2015 г.