

## РОЗДІЛ «МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО»

УДК 669.017: 669.018.294.3

БАБАЧЕНКО О. І., д.т.н., ст. наук. співр.  
ДЬОМІНА К. Г., к.т.н.  
ХУЛІН А. М., к.т.н.

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

### ВПЛИВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ПРОРОБЛЮВАНІСТЬ СТРУКТУРИ ОСЬОВИХ ЗАГОТОВОК ЗІ СТАЛІ EA1N

**Вступ.** Одним із способів підвищення якості такого виду великосортного проката, як осі залізничних вагонів, є поліпшення пророблення структури початкової литої заготовки в процесі гарячої деформації. Під терміном «пророблення» або «пророблюваність» розуміється роздроблення дендритної структури литого металу в процесі деформації початкового злитка [1].

Питаннями дослідження впливу режимів деформації на пророблення структури готових виробів займалися багато колективів видатних вчених в галузі прокатного виробництва [2-6]. Особливістю робіт цих авторів був експериментальний підхід до вивчення пророблюваності як в лабораторних, так і в виробничих умовах. Основний висновок, який можна зробити за результатами цих досліджень, полягає в тому, що інтенсифікація режимів деформації практично завжди позитивно позначається на проробленні внутрішніх ділянок деформованих виробів.

Однак задача підвищення якості металопродукції великих перерізів, виробленої з безперервнолитих заготовок (БЛЗ), пов'язана з низкою труднощів у зв'язку з обмеженням максимальних розмірів поперечного перерізу початкової БЛЗ і, як наслідок, обмеженням підвищення коефіцієнта витяжки  $\lambda$ , а також з нерівномірністю розподілу деформації в обсязі заготовок.

**Постановка задачі.** Вивчення впливу ступеня деформації на пророблення металу заготовок має велике значення для вибору раціонального режиму прокатки з точки зору продуктивності обладнання та поліпшення якості прокатної продукції. Особливий інтерес у зв'язку з цим представляє зміна ступеня нерівномірності деформації та характеру її розподілу в залежності від величини обтиску, температури деформації та інших чинників, а також пошуки шляхів для створення відносно рівномірної деформації в обсязі заготовки.

В даний час в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП ІНТЗ» освоєно виробництво чистових осей зі сталі марки EA1N відповідно до вимог європейського стандарту EN 13261: 2009 + A1: 2010: E «Рельсовый транспорт. Колёсные пары и тележки. Оси. Требования к изделию». Діюча технологія виробництва чорнових осей  $\varnothing 220$  мм складається з наступних основних деформаційно-термічних операцій: нагрівання початкових безперервнолитих штанг  $\varnothing 470$  мм перед гарячою деформацією методом поздовжньої прокатки, прокатки на пілігримових станах № 1 і № 2 трубокатного агрегату ТПА 5 – 12" за маршрутом  $\varnothing 470$  мм  $\rightarrow$   $\varnothing 380$  мм  $\rightarrow$   $\varnothing 220$  мм і термічної обробки – нормалізації.

**Мета роботи.** Дослідити особливості мікроструктури вуглецевої сталі EA1N в литому, деформованому та нормалізованому стані, оцінити пророблюваність структури осьових заготовок при поздовжній прокатці за маршрутом:  $\varnothing 470$  мм  $\rightarrow$   $\varnothing 380$  мм  $\rightarrow$   $\varnothing 220$  мм і встановити як хімічна неоднорідність кремнію і марганцю, що успадковується від дендритної ліквіації, впливає на утворення кінцевої мікроструктури залізничних осей.

**Результати роботи.** Для визначення впливу деформаційного діяння на пророблюваність структури початкової БЛЗ Ø 470 мм скористалися розробленим в Інституті чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України методом оцінки деформованого стану металу зі зміни параметрів дендритної структури. Принцип даного методу полягає у вимірюванні параметрів «слідів» колишньої дендритної структури в початковому литому і деформованому стані вуглецевих і низьколегованих сталей [7-12]. Тому, приступаючи до аналізу технології виробництва осевих заготовок Ø 220 мм, спочатку були досліджені особливості мікроструктури вуглецевої сталі марки EA1N (табл. 1) в литому стані.

Таблиця 1 – Хімічний склад заготовок зі сталі марки EA1N

Ø, мм	Вміст елементів, % мас.									
	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Cu	Mo	V
470	0,36	0,74	0,21	0,004	0,014	0,10	0,12	0,15	0,011	≤ 0,005
380	0,37	0,90	0,25	0,003	0,010	0,12	0,11	0,20	0,011	
220	0,38	0,90	0,23	0,003	0,009	0,12	0,11	0,20	0,010	
EA1N	Вимоги EN 13261: 2009 + A1: 2010., не більш									
	0,40	1,20	0,50	0,020	0,020	0,30	0,30	0,30	0,08	0,06

Особливістю мікроструктури конструкційних сталей є хімічна неоднорідність, яка утворюється в процесі кристалізації, в результаті дендритної ліквідації легуючих і домішкових елементів. Тому в її мікроструктурі вона повністю відображає обриси дендритів (від *грец.* δένδρον – дерево). Звідси і поява терміна «сліди» дендритної структури.

Структура слідів колишньої дендритної структури по перерізу безперервнолитої заготовки Ø 470 мм має загальні тенденції, які повністю відображають відомі уявлення про формування структури сталевого злитка [13]. У поверхневих шарах при затвердінні утворюються найдрібніші кристали. У напрямку від поверхні до центральних шарів розмір дендритної структури збільшується, при цьому чітко простежується перехід від зони стовпчастих кристалів до центральної зони рівновісних кристалів (рис. 1).



1 – ліквідаційні ділянки; 2 – ділянки без видимої ліквідації

Рисунок 1 – Зміна слідів дендритної структури по перерізу безперервнолитої заготовки Ø 470 мм, × 50

Хімічну неоднорідність, що утворилася під час кристалізації сталі, характеризують такі параметри:

- коефіцієнт розподілу (коефіцієнт дендритної ліквідації) хімічного елемента;
- об'ємна частка ліквідаційних ділянок і ділянок без ліквідації;
- розмір колишніх дендритів;
- щільність колишньої дендритної структури.

Як відомо, коефіцієнт дендритної ліквідації хімічного елемента  $K_d$  – це відношення концентрації елемента в міжвісному (міждендритному) просторі до його концентрації в осі дендрита [14, 15]. Визначено, що коефіцієнти дендритної ліквідації кремнію і марганцю в початковій, литій, мікроструктурі вуглецевої сталі EA1N складають 1,50.

Результати металографічного аналізу (табл. 2) показали, що об'ємна частка ліквідаційних ділянок (колишніх міждендритних просторів) у міру просування від поверхні до центральної частини заготовки, що складається з великих рівновісних дендритів, рівномірно збільшується від 21,0 до 31,0 %<sup>1</sup>.

Середній розмір дендритної структури в напрямку від поверхні до центральних шарів БЛЗ змінюється від 85,0 до 610,0 мкм (табл. 2). Характер зміни середнього розміру дендритної структури  $D$  в напрямку від поверхні до центральних шарів БЛЗ в повній мірі відображає характер зниження інтенсивності тепловідведення. У міру віддалення від поверхні заготовки дендрити укрупнюються (рис. 1).

Щільність лінійних елементів в обсязі сплаву є відомою металографічною характеристикою. Оскільки форма, орієнтація, розміри колишніх дендритних осей і міждендритних просторів, їх об'ємні частки при затвердінні і деформації змінюються по перерізу БЛЗ, найбільш інформативним показником, який одночасно враховує зміни перерахованих параметрів дендритної структури, є щільність її слідів [8, 11].

В роботі [12] під час аналізу дендритної структури запропоновано оперувати не «лінійними елементами», а «площинними фігурами», тобто щільність дендритної структури визначати як кількість дендритів  $N$ , зосереджених на 1 мм<sup>2</sup> площі шліфа металографічного зразка. Незважаючи на те, що в мікроструктурі досліджуваної БЛЗ і в позовжньому, і в поперечному перерізі дендритні осі мають форму овалу, для спрощення методики аналізу, за форму дендритної осі в будь-якому перерізі БЛЗ і в поперечному перерізі прокату приймається коло. Для точного визначення розміру дендрита  $D$ , заміри його осі повинні виконуватися мінімум по двох (великій і малій) осях овалу.

Так методично була визначена щільність слідів дендритної структури в зразках досліджуваної заготовки і її зміна по радіусу БЛЗ Ø 470 мм (табл. 2). Щільність дендритної структури  $N$  сталі марки EA1N у напрямку від поверхневих до центральних шарів БЛЗ без урахування значень щільності дендритів у вузькій кірковій зоні зменшується в 17,5 раза, тобто характер її залежності від інтенсивності тепловідведення є зворотним характером зміни середнього розміру дендритів. Далі в роботі саме щільність слідів дендритної структури, з причини своєї інформативності, використовувалася як основна металографічна характеристика, що дозволяє оцінити ступінь деформаційного пророблення сталі.

Метод оцінки деформованого стану металу заснований на властивості хімічної неоднорідності кремнію і марганцю в мікроструктурі конструкційної сталі, що утворилася в результаті дендритної ліквідації даних елементів під час її кристалізації, залишатися практично постійною при подальшому температурно-деформаційному впливі, незважаючи на значну тривалість процесу нагріву та витримки при високих температурах. Тобто в мікроструктурі сталей конструкційного призначення протягом усього виробничого циклу, починаючи від затвердіння початкового злитка до завершення остаточної термічної обробки, коефіцієнт дендритної ліквідації  $K_d$  кремнію та марганцю практично не змінюється [7, 12]. При цьому зміна форми і обрисів слідів дендритної структури в повній мірі відображає процес течії металу під час гарячої деформації (рис. 2).

<sup>1</sup> Наведено дані про зміну об'ємної частки ліквідаційних ділянок (колишніх міждендритних просторів) без урахування їх вмісту в кірковій зоні і в зумпфівій зоні БЛЗ. Оскільки в аналізованому темплеті товщина кіркової зони не перевищує 3,0 мм, а діаметр зумпфівій зони – 15,0 мм при діаметрі заготовки 470 мм, зменшення кількості ліквідаційних ділянок в кірковій зоні (до 15,6 %) і в зумпфівій зоні (до 23,1 %) не робить істотного впливу на загальний характер їх розподілу в структурі БЛЗ.

Таблиця 2 – Результати металографічного аналізу зразків досліджуваних заготовок

Заготовка	Відстань від центра до поверхні заготовки, %	Середній розмір слідів дендритної структури $D^I$ , мкм	Щільність слідів дендритної структури $N$ , шт. / мм <sup>2</sup>	Ущільнення слідів дендритної структури $C$ , раз	Середнє по перерізу ущільнення слідів дендритної структури	Коефіцієнт фактичної витяжки $\lambda$
БЛЗ Ø 470 мм	98	85,53	174,05	–	–	–
	90	146,02	59,72	–		
	75	408,04	7,65	–		
	50	465,49	5,88	–		
	25	570,28	3,92	–		
	10	610,25	3,42	–		
ОЗ Ø 380 мм	98	80,22	197,85	1,14	1,84	1,53
	90	134,28	70,61	1,18		
	75	223,51	25,49	3,33		
	50	273,36	17,04	2,90		
	25	486,32	5,38	1,38		
	10	580,40	3,78	1,11		
ОЗ Ø 220 мм	98	53,57	443,68	2,24	1,88	2,98
	90	96,15	137,72	1,95		
	75	168,68	44,75	1,76		
	50	250,10	20,36	1,19		
	25	364,73	9,57	1,78		
	10	377,06	8,96	2,37		
ОЗ <sup>2</sup> Ø 220 мм	98	55,81	408,78	2,07	1,85	2,98
	90	93,90	144,40	2,04		
	75	168,54	44,82	1,76		
	50	251,34	20,16	1,18		
	25	372,67	9,17	1,70		
	10	380,00	8,82	2,33		

Примітки: 1. Середній розмір дендритної структури  $D$  – це сума середніх розмірів дендритних осей I-го і II-го порядку (ділянок без видимої ліквіації) і міждендритних просторів (ліквіаційних ділянок). 2. Осьова заготовка після деформації і нормалізації.

За допомогою даного методу визначено ступінь деформаційного пророблення металу по перерізу осьових заготовок Ø 380 і 220 мм після кожного проходу при прокатці на пильгерстанах № 1 і № 2 ТПА 5-12" в умовах трубопрокатного цеху № 4 ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ».



поблизу геометричного центру заготовок

Рисунок 2 – Вплив гарячої деформації на сліди дендритів в мікроструктурі осьових заготовок зі сталі EA1N,  $\times 12,5$

При прокатці осьових заготовок за маршрутом  $\varnothing 470 \text{ мм} \rightarrow \varnothing 380 \text{ мм} \rightarrow \varnothing 220 \text{ мм}$  коефіцієнт сумарної витяжки становить  $\lambda_{\text{заг.}} = 4,51$ . При цьому коефіцієнт витяжки  $\lambda$  в першому та в другому проходах становить 1,53 і 2,98 відповідно. Для кількісної оцінки впливу пластичної деформації на щільність слідів дендритної структури визначена величина її ущільнення  $C$  (від англ. *compaction* – ущільнення, стиснення, пресування):

$$C = \frac{N_2}{N_1},$$

де  $N_1$  – щільність слідів дендритної структури в початковому стані (до деформації);  $N_2$  – щільність слідів дендритної структури в деформованому стані.

З нашої точки зору, цей параметр характеризує, як в процесі прокатки відбувається природна витяжка кожного аналізованого шару заготовки і наскільки її величина відрізняється від коефіцієнта фактичної витяжки  $\lambda$ . Ущільнення слідів дендритної структури сталі EA1N змінюється по перерізу осьової заготовки  $\varnothing 380 \text{ мм}$  від 1,11 до 3,33 раза, по перерізу осьової заготовки  $\varnothing 220 \text{ мм}$  – від 1,19 до 2,37 раза. При цьому величина середнього по перерізу заготовки значення ущільнення слідів дендритної структури і після прокатки на пильгерстані № 1, і після прокатки на пильгерстані № 2 перебуває на рівні 1,80 раза.

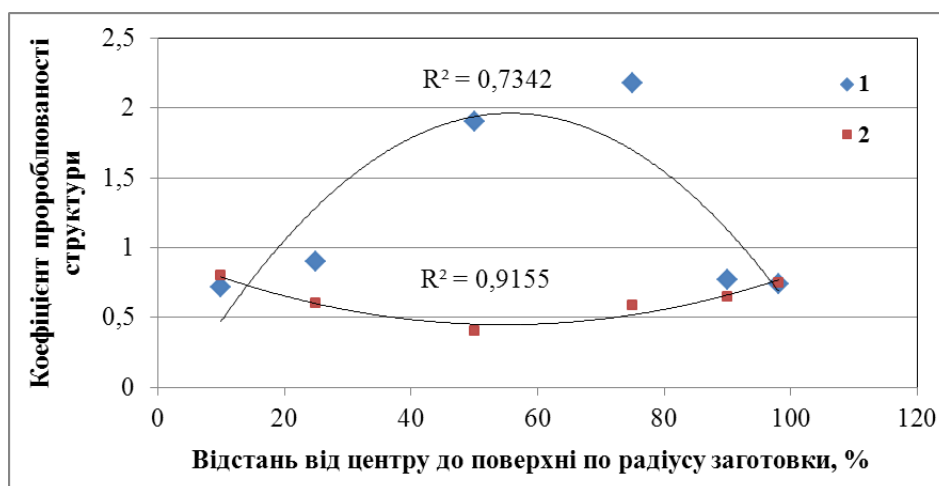
Для встановлення залежності ущільнення структури в процесі деформації від величини фактичної витяжки був розрахований, запропонований в роботі [12], коефіцієнт пророблюваності слідів дендритної структури  $K$ :

$$K = 1 - \delta_\lambda,$$

де  $\delta_\lambda$  – відхилення значення ущільнення слідів дендритної структури щодо коефіцієнта витяжки  $\lambda$ .

Якщо  $K < 1$ , то в процесі деформації структура металу в цих шарах заготовки не зазнає особливого деформаційного впливу. Якщо  $K > 1$ , то при прокатці структура металу заготовки в таких мікробсягах знаходиться в зоні інтенсивної пластичної деформації.

Зміну коефіцієнта пророблюваності слідів дендритної структури по перерізу осьових заготовок після першого прохода  $\varnothing 470 \text{ мм} \rightarrow \varnothing 380 \text{ мм}$  і після другого прохода  $\varnothing 380 \text{ мм} \rightarrow \varnothing 220 \text{ мм}$  показано на графіках рис. 3.



1 – заготовка  $\varnothing 380 \text{ мм}$  після прокатки на пильгерстані № 1,

2 – заготовка  $\varnothing 220 \text{ мм}$  після прокатки на пильгерстані № 2

Рисунок 3 – Зміна коефіцієнта пророблюваності структури по перерізу осьових заготовок зі сталі марки EA1N

Після прокатки при температурі  $1240 \pm 15$  °С початкової литої заготовки на пільгерстані № 1 за маршрутом  $\varnothing 470 \rightarrow \varnothing 380$  мм зміна коефіцієнта пророблюваності структури  $K$  по перерізу деформованої заготовки  $\varnothing 380$  мм має екстремальний характер. У поверхневих і центральних шарах значення коефіцієнта пророблюваності  $K < 1$ . Найменш пророблена структура в шарах, розташованих поблизу поверхні та в центральній частині заготовки. Значення  $K$  становлять 0,74 і 0,72 відповідно, що, в свою чергу, характерно для поверхневої зони заготовки, в якій за рахунок явища прилипання деформація утруднена [4]. Наступна за зоною утрудненої деформації зона інтенсивної пластичної деформації характеризується найбільш проробленою структурою. Значення коефіцієнта пророблюваності  $K$  в цій зоні досягають максимуму і змінюються від 2,18 до 1,90 на відстані 75 і 50 % радіуса заготовки відповідно. У міру подальшого просування до центральних шарів заготовки значення  $K$  різко знижуються і становлять 0,90 і 0,72 в шарах заготовки, розташованих на відстані 25 і 10 % її радіуса. Очевидно, екстремальний характер зміни коефіцієнта пророблюваності  $K$  після першого проходу по перерізу заготовки  $\varnothing 380$  мм пов'язаний з особливостями процесу прокатки у високих осередках деформації  $l_d / h_{cp} < 1$  (де  $l_d$  – довжина дуги захвата і  $h_{cp}$  – середня висота осередку деформації,  $h_{cp} = (h_0 + h_1) / 2$ ).

В роботах [3, 4, 16] показано, що при прокатці в високому осередку деформації зони ковзання практично вироджуються, і зона прилипання займає всю площу контактної поверхні. Контактні сили тертя і нормального тиску розподілені таким чином, що металу енергетично вигідніше, реалізувавши граничні сили тертя на контактній поверхні з прокатними валками, загальмувати течію по всій довжині дуги захвату, а пластичну деформацію здійснювати в шарах, розташованих глибше. На деякій відстані від поверхні контакту розташовуються шари з інтенсивною пластичною деформацією. При цьому протяжність зони утрудненої деформації швидко убуває по висоті осередка. Крім цього, зони активної деформації не проникають на всю глибину перерізу заготовки. У центральних шарах високих смуг існує зона, в яку активні пластичні деформації від дії валків не проникають.

За зміною координатної сітки, розташованої в поперечному перерізі зразка, автори [3] змогли визначити, що в приконтактному шарі в зоні прилипання деформація незначна, потім частину перерізу займає зона інтенсивної деформації, а в центральних шарах пластична деформація знову мала і навіть в окремих обсягах можуть бути тільки пружні деформації. Створюється висока нерівномірність деформації по висоті смуги. Ця нерівномірність деформації в більшій мірі, ніж сили тертя на контакті, визначає напруги та деформації в осередку деформації в цілому.

Як відзначають самі автори робіт [3, 4], границі між зонами не настільки різкі, як їх зазвичай зображають на рисунках і схемах, тому отримати будь-які кількісні характеристики, наприклад, протяжність основних зон в високому осередку деформації або границі зони вертикальних стискаючих напружень і т. д., важко. Дана робота, ґрунтуючись на результатах металографічного аналізу слідів колишніх дендритів в мікроструктурі вуглецевої сталі до та після деформації, є свого роду спробою визначення впливу деформаційної дії на структуру в кожному шарі металу та поширення зони інтенсивної пластичної деформації по перерізу заготовки (для конкретного випадку гарячої деформації).

Що стосується пророблюваності структури заготовки при прокатці на пільгерстані № 2  $\varnothing 380$  мм  $\rightarrow$   $\varnothing 220$  мм, то у всіх аналізованих шарах заготовки значення коефіцієнта  $K < 1$  (рис. 3). При цьому спостерігається більш рівномірна зміна  $K$  від 0,40 до 0,80 по перерізу заготовки  $\varnothing 220$  мм в порівнянні з його зміною по перерізу заготовки  $\varnothing 380$  мм (від 0,72 до 2,18). Крім цього, примітним є те, що після прокатки в другому проході характер зміни коефіцієнта  $K$  по перерізу заготовки змінився на протилежний:

найбільш проробленою виявилася структура, розташована в поверхневих і центральних шарах заготовки. Значення коефіцієнта  $K$  склали 0,75 і 0,80 відповідно. У шарах металу, що знаходяться на відстані 75 і 50 % радіуса заготовки, значення  $K$  склали 0,60 і 0,40 відповідно. Зворотному характеру зміни коефіцієнта пророблюваності структури  $K$  по перерізу заготовки при прокатці в другому проході, ймовірно, сприяла зміна геометричних параметрів осередку деформації ( $h_{\text{ср}}$  і  $l_{\text{д}}$ ), збільшення абсолютного обтиску  $\Delta h$  і зниження температури гарячої деформації до 900–800 °С.

Подальша після гарячої деформації термічна обробка – нормалізація при температурі  $850 \pm 15$  °С тривалістю близько чотирьох годин не вплинула на розподіл хімічної неоднорідності, що успадкована від дендритної ліквації кремнію і марганцю, в мікроструктурі вуглецевої марки EA1N (рис. 4).

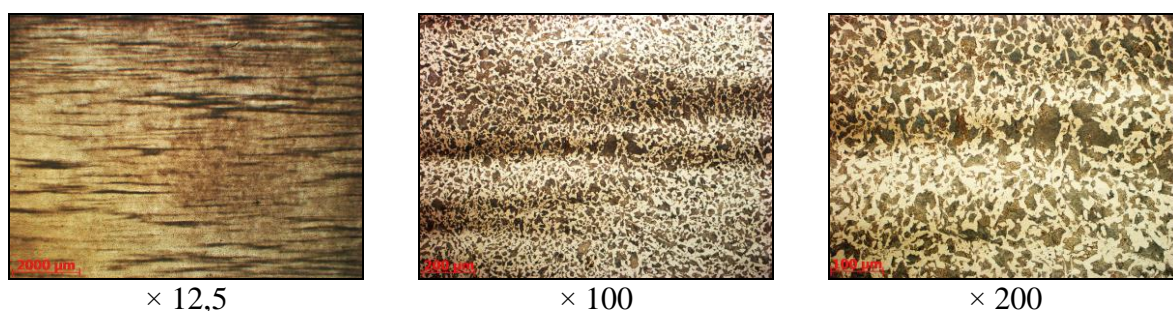


Рисунок 4 – Загальний вигляд мікроструктури у центральних шарах осьової заготовки Ø 220 мм зі сталі EA1N після прокатки і нормалізації

Результати металографічного аналізу показали, що нормалізація не вплинула на параметри хімічної неоднорідності (табл. 2). Визначено, що остаточно фон хімічної неоднорідності в мікроструктурі вуглецевої сталі формується при гарячій деформації осьових заготовок. Після прокатки на пільгерстані № 2 розподіл сегрегаційних ділянок по перерізу осьової заготовки Ø 220 мм став більш рівномірним порівняно з їх розподілом у початковій БЛЗ Ø 470 мм. Об'ємна частка сегрегаційних (лікваційних) ділянок у міру просування від поверхні до центральної частини заготовки змінюється від 26,0 до 32,0 %. Подальша нормалізація осьової заготовки Ø 220 мм не змінила дане співвідношення між сегрегаційними ділянками і ділянками без видимої сегрегації по її перерізу.

У кількісному відношенні показано, що після деформаційно-термічної дії вміст кремнію і марганцю в сегрегаційних ділянках і в ділянках без видимої сегрегації перебуває практично на рівні дендритної ліквації даних елементів в литій структурі досліджуваної сталі. Коефіцієнт дендритної ліквації і кремнію, і марганцю в кінцевій мікроструктурі вуглецевої сталі EA1N після гарячої деформації і нормалізації осьових заготовок становить 1,40.

Встановлено закономірність розподілу зерен між сегрегаційними смугами і смугами без видимої сегрегації в кінцевій мікроструктурі вуглецевої сталі EA1N після нормалізації осьової заготовки Ø 220 мм (рис. 4). Зерна перліту, що відрізняються найменшими розмірами, спостерігаються в сегрегаційних смугах. На границі обох зон і в смугах без видимої сегрегації в більшості досліджених полів зору відзначається наявність найбільш крупних зерен. Ширина смуг без сегрегації сприяє утворенню найбільш крупних зерен, а наступна за нею сегрегаційна смуга через підвищений вміст кремнію здатна перешкоджати зростанню аустенітних зерен.

Таким чином, формуванням фону хімічної неоднорідності в мікроструктурі вуглецевої сталі в процесі гарячої деформації можна підвищити рівномірність будови зерен в мікроструктурі готових залізничних осей.

**Висновки.** Досліджена особливість мікроструктури вуглецевої сталі марки EA1N – хімічна неоднорідність, що успадковується від дендритної ліквації кремнію і марганцю, – в литому, деформованому і нормалізованому стані. Визначено, що коефіцієнти дендритної ліквації кремнію і марганцю залишаються майже незмінними і в початковій, литій, мікроструктурі і в кінцевій мікроструктурі вуглецевої сталі EA1N після нормалізації і складають в литому стані 1,50, в нормалізованому стані – 1,40 для обох елементів.

Грунтуючись на властивості хімічної неоднорідності залишатися постійною і в повній мірі відображати процес течії металу при гарячій деформації, виконана оцінка пророблюваності структури осьових заготовок при поздовжній прокатці за маршрутом:  $\varnothing 470 \text{ мм} \rightarrow \varnothing 380 \text{ мм} \rightarrow \varnothing 220 \text{ мм}$ . Зміна коефіцієнта пророблюваності  $K$  структури по перерізу деформованих заготовок  $\varnothing 380$  і  $220 \text{ мм}$  має екстремальний характер. Після першого проходу значення  $K$  по перерізу заготовки  $\varnothing 380 \text{ мм}$  знаходяться в межах  $0,72 - 2,18$  і характер його зміни описується кривою з максимумом. Найбільш проробленими є шари, розташовані на відстані  $75$  і  $50 \%$  радіуса заготовки, найменш пророблені поверхневі і центральні шари заготовки. Після другого проходу значення  $K$  склали  $0,40 - 0,80$ , при цьому характер його зміни по перерізу заготовки  $\varnothing 220 \text{ мм}$  став зворотним.

Визначено, що остаточно фон хімічної неоднорідності в мікроструктурі вуглецевої сталі EA1N формується при гарячій деформації осьових заготовок. Встановлена закономірність розподілу зерен між сегрегаційними смугами і смугами без видимої сегрегації в кінцевій мікроструктурі вуглецевої сталі EA1N після нормалізації осьової заготовки  $\varnothing 220 \text{ мм}$ . Зерна перліту, що відрізняються найменшими розмірами, спостерігаються в сегрегаційних смугах. На границі обох зон і в смугах без видимої сегрегації відзначається наявність найбільш крупних зерен. Ширина смуг без сегрегації сприяє утворенню найбільш крупних зерен, а наступна за нею сегрегаційна смуга через підвищений вміст кремнію здатна перешкоджати зростанню аустенітних зерен.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Определение степени прорабатываемости металла при деформировании / В. Н. Лебедев, В. П. Троицкий, Ю. М. Антошников, В. М. Коровина // Известия вузов. Чёрная металлургия. – 1977. – № 3. – С. 109–111.
2. Интенсификация режима обжатий на блюминге / А. П. Чекмарёв, В. Л. Павлов, В. М. Клименко, Г. Э. Цуканов, Е. М. Бортунов, П. А. Ващило // Сталь. – 1955. – № 10. – С. 916–921.
3. Чекмарёв А. П. Теория прокатки крупных слитков / А. П. Чекмарёв, В. Л. Павлов, В. И. Мелешко, В. А. Токарев. – М. : Металлургия, 1968. – 252 с.
4. Тарновский И. Я. Деформация металла при прокатке / И. Я. Тарновский, А. А. Поздеев, В. Б. Ляшков. – Свердловск : Государственное научно-техническое издательство по чёрной и цветной металлургии. Свердловское отделение, 1956. – 287 с.
5. Дзугутов М. Я. Внутренние разрывы при обработке металлов давлением / М. Я. Дзугутов. – М. : Metallurgizdat, 1958. – 208 с.
6. Влияние схемыковки на деформирование центральных слоёв заготовки / Л. П. Белова, В. А. Тюрин, А. Н. Дубков // Известия вузов. Чёрная металлургия. – 1982. – № 5. – С. 70–74.
7. Трансформация дендритной структуры на всех этапах производства железнодорожных осей / Г. В. Левченко, С. В. Ершов, Е. Г. Дёмина, Г. А. Мединский, Г. Б. Иванов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2008. – № 2. – С. 74–76.
8. Оценка деформированного состояния металла по изменению параметров дендритной структуры / Г. В. Левченко, Е. Г. Дёмина, С. А. Воробей, Е. Е. Нефедьева, Г. А. Мединский // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2009. – № 5. – С. 72–75.



9. Влияния параметров исходных заготовок для производства железнодорожных колёс на процесс горячей пластической деформации / А. И. Бабаченко, Е. Г. Дёмина, А. В. Кныш, А. Н. Головкин, А. В. Ашкелянец // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2016. – № 6. – С. 35–40.
10. Метод определения степени накопленной деформации в трубных и колёсных заготовках по изменению плотности «следов» дендритной структуры / Е. Г. Дёмина // *Наука і металургія. Електронне видання збірки наукових праць*. – Випуск 1. – Дніпро, 2017. – С. 44–61. – Режим доступу: [http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2018/03/НАУКА-І-МЕТАЛУРГІЯ\\_1\\_2017.pdf](http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2018/03/НАУКА-І-МЕТАЛУРГІЯ_1_2017.pdf).
11. Визначення коефіцієнта пророблюваності структури трубних заготовок зі сталі 09Г2С / К. Г. Дьоміна, Ж. А. Дементьева, О. С. Миргородська, Д. В. Гунченко // *II Всеукраїнська науково-технічна конференція молодих вчених «Наука і металургія»* – Дніпро: Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, 2018 – С. 32. – Електронне видання: режим доступу: <http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2018/07/тези-укр-2018-1.pdf>.
12. Анализ прорабатываемости структуры стали 09Г2С в процессе горячей прокатки непрерывнолитой заготовки / Е. Г. Дёмина, Ж. А. Дементьева, А. С. Миргородская, Д. В. Гунченко // *Наука і металургія. Електронне видання збірки наукових праць*. – Випуск 2. – Дніпро, 2018. – С. 4 – 18.
13. Колосов М. И. Качество слитка спокойной стали / М. И. Колосов, А. И. Строганов, Ю. Д. Смирнов, Б. П. Охримович – М.: Металлургия, 1973. – 408 с.
14. Голиков И. Н. Дендритная ликвация в сталях и сплавах / И. Н. Голиков, С. Б. Масленков – М. : Металлургия, 1977. – 223 с.
15. Дендритная ликвация в никелевых сплавах / Е. А. Кулешова, Е. Р. Черкасова, А. В. Логунов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1981. – № 6. – С. 54–59.
16. Высокие очаги деформации. [Электронный ресурс]. Студопедия – лекционный материал для студентов. Режим доступа: [https://studopedia.su/9\\_54796\\_visokie-ochagi-deformatsii.html](https://studopedia.su/9_54796_visokie-ochagi-deformatsii.html).

УДК: 669.112.227.1:669.141.24:621.771.294

БАБАЧЕНКО О. І., д.т.н.  
КОНОНЕНКО Г. А., к.т.н.  
ХУЛІН А. М., к.т.н.  
ШПАК О. А.

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

### **ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ РОЗПАДУ АУСТЕНІТУ ПРИ БЕЗПЕРЕРВНОМУ ОХОЛОДЖЕННІ СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛЕС З ПІДВИЩЕНОЮ ЗНОСОСТІЙКОСТЮ**

**Вступ.** При експлуатації коліс в кожному їх елементі виникає складна система напружень стискання і розтягу, яка швидко змінюється в часі. Напруження в контактні колесо-рейка призводять до пошкоджень, переважна більшість яких можна класифікувати як знос поверхні кочення, дефекти теплового характеру, дефекти втомного походження і крихке руйнування металу [1-3]. До того ж, при гальмуванні в зоні контакту колеса з рейкою може відбуватися швидкий високотемпературний розігрів металу обо- да вище критичної температури [2].