

УДК 621.771.22:620.192.43:543

© Парусов Е.В.¹, Сичков О.Б.², Губенко С.І.³,
Сагура Л.В.⁴**ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ І ДЕНДРИТНОЇ СТРУКТУРИ
БЕЗПЕРЕРВНОЛИТИХ ЗАГОТОВОК НА ПРОЯВ ЛІКВАЦІЙНИХ ЯВИЩ
У БУНТОВОМУ ПРОКАТІ**

Встановлено позитивний вплив електромагнітного перемішування (ЕМП) на зменшення ширини мартенситних ділянок в бунтовому прокаті, а також на зміну протяжності різних зон дендритної структури в поперечному перерізі безперервнолитої заготовки (БЛЗ). Визначено, що ліквіація посилюється при введенні в сталь легуючих елементів. Показано, що ЕМП дозволяє виконати необхідний перегрів сталі над температурою ліквідус для підвищення рідкотекучості без істотного зниження протяжності зони рівновісних кристалів.

Ключові слова: безперервнолита заготовка, дендритна структура, ліквіація, хімічний склад, бунтовий прокат.

Парусов Э.В., Сычков А.Б., Губенко С.И., Сагура Л.В. Влияние химического состава и дендритной структуры непрерывнолитой заготовки на проявление ликвационных явлений в бунтовом прокате. Установлено положительное влияние электромагнитного перемешивания (ЭМП) на уменьшение ширины мартенситных участков в бунтовом прокате, а также на изменение протяженности различных зон дендритной структуры в поперечном сечении непрерывнолитой заготовки (НЛЗ). Определено, что ликвация усугубляется при вводе в сталь легирующих элементов. Показано, что ЭМП позволяет выполнить требуемый перегрев стали над температурой ликвидус для повышения жидкотекучести без существенного снижения протяженности зоны равноосных кристаллов.

Ключевые слова: непрерывнолитая заготовка, дендритная структура, ликвация, химический состав, бунтовой прокат

E.V. Parusov, O.B. Sychkov, S.I. Gubenko, L.V. Sahura. Influence of chemical composition and dendritic structure of continuous casting on the heterogeneous effects in rolled steel. Background. Cast metal structure hereditary influence on the properties of finished products is an important issue. To improve the quality of rolled wire it is necessary to obtain continuous casting specimen with the maximum possible length of the zone of equiaxial crystals, dispersed centerline segregation, centerline porosity being welded in the process of hot plastic deformation. Objective. To investigate the continuous casting specimen dendritic structure influence on structure formation in rolled wire associated with the segregation phenomena. Methods. The research was carried out on the industrial continuous casting lots with the initial cross section of 125×125 mm from C82D and C86D steels and 11,0 mm in the ready-made diameter. The optical light microscope «Axiovert 200 M MAT» and the binocular microscope «MBI-2» were used. Results. The formation of dendritic structures is most favorable if electromagnetic mixing (EMM) technology is used. In the rolled steel products, made at continuous casting with EMM, there is a tendency to spreading segregation and structural banding, as well as a decrease in

¹ канд. техн. наук, старш. наук. співроб., Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАНУ, м. Дніпропетровськ, tometal@ukr.net

² д-р техн. наук, професор, Магнітогорський державний технічний університет ім. Г. І. Носова, м. Магнітогорськ, Росія, absychkov@mail.ru

³ д-р техн. наук, професор, ДВНЗ «Національна металургійна академія України», м. Дніпропетровськ, sigubenko@gmail.com

⁴ канд. техн. наук, старш. наук. співроб. відділу, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАНУ, м. Дніпропетровськ, slv_metal@mail.ru

the width of martensitic areas. Conclusions. The positive effect of electromagnetic mixing on the reduction in the width of martensitic areas in rolled wire, as well as on the change in the length of the various zones of the dendritic structure in cross-section continuous casting specimen has been established. Segregation increases when the steel is alloyed.

Keywords: *continuous casting, dendritic structure, segregation, chemical composition, rolled wire.*

Постановка проблеми. Спадковий вплив литої структури металу на властивості готових виробів є загальновідомим [1-3], проте розливання сталі на машинах безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) має ряд своїх особливостей, які зумовлюють якісні характеристики безперервно-литої заготовки (БЛЗ) і залежать від параметрів технологічного процесу виробництва і особливостей конструкцій, що застосовуються.

Поряд з перерахованими факторами в литій заготовці спостерігаються дефекти, які не можуть бути повністю усунені навіть при раціональному виборі технологічних параметрів виробництва. Такі дефекти пов'язані в першу чергу з процесами кристалізації і розвитком дендритної ліквідації [1-4].

Макробудова БЛЗ відрізняється деякими особливостями від злитків, відлитих в виливниці, в основному, за рахунок інтенсивного водяного охолодження в кристалізаторі і зоні вторинного охолодження, що сприяє формуванню більш однорідної макроструктури. БЛЗ, на відміну від злитка, характеризується досить невеликими коливаннями хімічного складу і більш однорідними властивостями як в поздовжньому, так і поперечному напрямках [4]. Тобто для БЛЗ розвиток зональної ліквідації мінімальний, проте дендритна ліквідація в тій чи іншій мірі присутня.

Формування якісних показників БЛЗ (протяжність структурних зон, центральна осьова пористість, осьова ліквідація, тріщини та ін.) визначається, перш за все, параметрами технологічного процесу розливання рідкої сталі. Істотний вплив при цьому надає температура металу в сталерозливному ковші і подальша швидкість витяжки (розливання) заготовки [1], які спільно визначають швидкість кристалізації заготовки. Підвищення перегріву металу над температурою ліквіду перед стадією розливання збільшує протяжність зони стовпчастих кристалів, величина якої також залежить від вмісту вуглецю в сталі [2, 5, 6].

Дендритна будова литої заготовки ускладнює виділення з металу водню, знижуючи тим самим показники пластичності бунтового прокату. Кристаліти, які ростуть в середину заготовки, «збирають» (відтісняють) в осьову зону неметалеві включення, які представляють собою складні з'єднання шпінельного типу, до складу яких входять окисли (Al_2O_3 , MnO , MgO). У зв'язку з тим, що основу таких включень становить корунд, такі включення не деформуються, а подальше холодне волочіння бунтового прокату на кордовому переділі ускладнюється і тому характеризується як нетехнологічне, через підвищення обривності металу під час волочіння. В процесі деформації дендритна структура литої сталі змінюється, осі дендритів орієнтуються в напрямку прокатки, а збільшення тривалості пічного нагріву, ступеня і температури подальшої деформації зменшує відмінність в складі осей і міжосних ділянок. При зміні поперечного перерізу в процесі деформації полегшується можливість дифузійного масопереносу (перерозподілу) та вирівнювання хімічного складу в об'ємі заготовки. Однак повного вирівнювання хімічного складу не відбувається, що викликає появу структурної смугастості і карбідної ліквідації (цементитна сітка), які проявляються в структурі готового прокату [7].

Причиною появи дендритної ліквідації є кристалізація сталі в певному інтервалі температур, на відміну від чистого заліза, коли кристалізація відбувається практично при постійній температурі [8]. Зональна сегрегація обумовлена неоднорідністю розподілу елементів по зонам литого металу. У процесі кристалізації вуглець, марганець, сірка, і фосфор дифундують в рідкий метал до фронту зростаючої зони стовпчастих кристалів, утворюючи при цьому ліквідаційний контур [9].

Розвиток ліквідації залежить від швидкості кристалізації і характеризується коефіцієнтом розподілу, який визначається відношенням вмісту хімічного елемента в твердому металі до вмісту його в рідкій сталі. Коефіцієнти ліквідації розраховують як відношення вмісту хімічного елемента в досліджуваній зоні литого металу (готового прокату) до вмісту цього ж елемента, визначеного за даними ковшового аналізу або ж по відношенню вмісту хімічних елементів в різних структурних зонах готового металопрокату.

Для БЛЗ характерною ознакою є розвиток центральної (осьової) ліквациї, яка при несприятливих технологічних чинниках може мати помітний розвиток. Осьова ліквация обумовлена збагаченням внутрішніх зон литої заготовки домішками, а також усадкою, що виникає при затвердінні майже в замкнутому просторі металу [1]. В роботі [10] в БЛЗ з високовуглецевої сталі спостерігається значна неоднорідність за вмістом вуглецю в осьовій зоні.

На підставі робіт [1-4] можна зробити висновок про те, що якісні показники гарячекатаного бунтового прокату мають безпосередньо спадковий зв'язок з дендритною структурою БЛЗ.

Дендритна структура БЛЗ обумовлює розвиток неоднорідності розподілу хімічних елементів і неметалевих включень, що поряд із застосуванням нераціональних режимів деформаційно-термічної обробки прокату сприяє появі нерівномірності формування мікроструктури, розкиду механічних властивостей, викликаючи тим самим зниження технологічних і експлуатаційних властивостей металу. Для будівельних конструкцій відповідального призначення, що працюють в умовах тривалих знакозмінних і циклічних навантажень (сталеві арматурні канати, високоміцна арматура і ін.), необхідний метал з рівномірно сформованою мікроструктурою.

Для підвищення якісних показників бунтового прокату необхідне отримання БЛЗ з максимально можливою довжиною зони рівновісних кристалів, розосередженою осьовою ліквациєю, а осьова пористість повинна заварюватися в процесі гарячої пластичної деформації.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Технологічним прийомам, які знижують розвиток ліквацийних явищ в металі, присвячений ряд робіт [1-4, 11-13]. Як правило, вони полягають у використанні віброімпульсного або ультразвукового впливу на метал в процесі кристалізації, використанні електромагнітного перемішування (ЕМП), центрального затравлення (одного або декількох), систем м'якого механічного обтиску (зменшує центральну пористість і частково ліквацию) – практично не знайшли застосування на сортових МБЛЗ через складність конструктивного виконання, а також введення в кристалізатор спеціальних інокуляторів (дрібнодисперсних частинок матеріалів, які містять кальцій, рідкоземельних металів і ін. речовин з досить високою температурою плавлення).

Одним із способів виправлення дендритної литої структури БЛЗ є гомогенізований відпал протягом тривалого часу (не менше 6 год.) при температурі ~1300°C з метою дифузійного вирівнювання хімічного складу в об'ємі металу.

Формулювання цілей статті. З причини викладеного метою роботи було дослідження впливу дендритної структури БЛЗ на особливості структуроутворення в бунтовому прокаті, пов'язані з проявом ліквацийних явищ.

Матеріали і методики досліджень. Дослідження виконані на промислових партіях БЛЗ перетином 125×125 мм зі сталей С82D і С86D. Заготовки перероблялися в бунтовий прокат діаметром 11,0 мм, хімічний склад яких відповідав вимогам стандарту EN 16120-2:2011 (табл. 1). Оцінка макродефектів і дендритної структури БЛЗ виконувалася на поперечних і поздовжніх темплетах за ОСТ 14-1-235-91. БЛЗ виготовляли як із застосуванням установки електромагнітного перемішування (ЕМП), що знаходиться в нижній частині кристалізатора, так і без неї.

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваного бунтового прокату діаметром 11,0 мм

Марка сталі	Хімічний склад сталі, % за мас.									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	N	B
С82D	0,82	0,58	0,18	0,011	0,003	0,03	0,06	0,12	0,008	0,0019
С82D ¹	0,83	0,55	0,17	0,009	0,002	0,22	0,04	0,14	0,007	
С86D	0,85	0,64	0,19	0,010	0,001	0,04	0,05	0,13	0,006	0,0015

Примітка: 1 – сталь містить легуючу добавку хрому.

Темплети відбирали від БЛЗ з одночасним нанесенням наскрізної нумерації (№ БЛЗ і № темплета) і зазначенням технологічного способу виготовлення (з ЕМП або без ЕМП). Замарковані БЛЗ прокатували в бунтовий прокат діаметром 11,0 мм. При відборі зразків від готового прокату виконувалося аналогічне маркування, яке містило інформацію про номер БЛЗ і технологічний спосіб його виробництва.

Визначення якісних показників бунтового прокату проводили за EN 16120-1:2011. Заміри протяжності зон дендритної структури в БЛЗ і лікваційних зон в бунтовому прокаті виконували відповідно до схем, наведених на рис. 1, 2. Використані прилади: оптичний світловий мікроскоп «Axiovert 200 M MAT», біноклярний мікроскоп «МБІ-2».

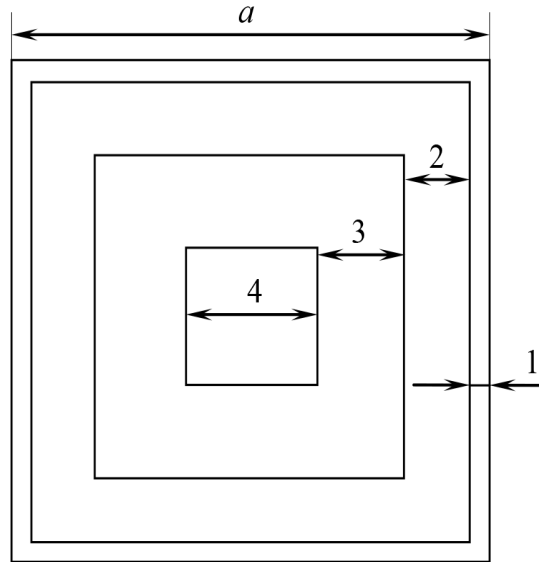


Рис. 1 – Схематичне зображення протяжності структурних зон в БЛЗ перетином 125×125 мм: 1 – зона поверхнева коркова (К); 2 – зона стовпчастих кристалів (СК); 3 – зона стовпчастих і рівновісних кристалів (СК+РК); 4 – зона рівновісних кристалів (РК); a – сторона квадратної заготовки, мм

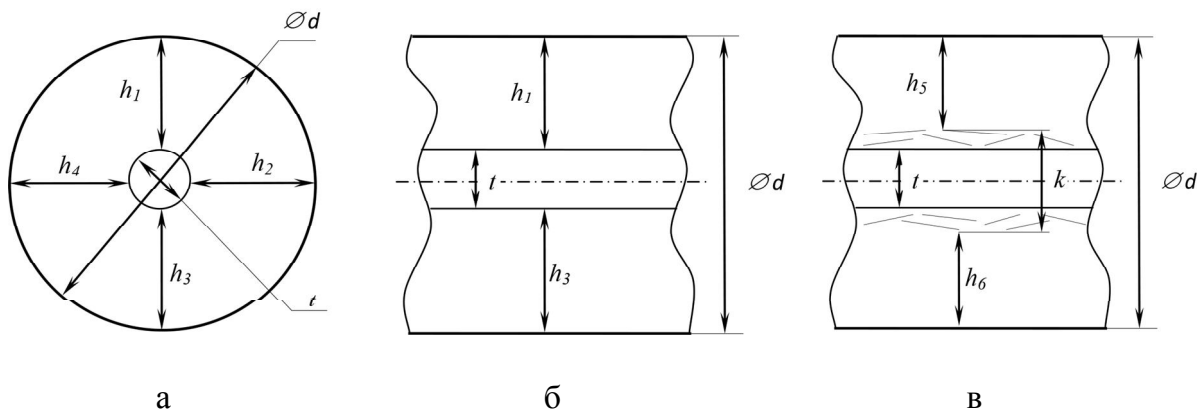


Рис. 2 – Схематичне зображення лікваційних зон в бунтовому прокаті зі сталей С82D і С86D: а – поперечний переріз прокату; б, в – поздовжні перерізи прокату; $\varnothing d$ – діаметр прокату, мм; t – умовний діаметр лікваційної плями (підсадочна ліквація), мм; h_1, h_2, h_3, h_4 – відстань від лікваційної плями до поверхні прокату, мм; h_5, h_6 – відстань від зони закінчення структурної смугастості до поверхні прокату, мм; k – ширина зони структурної смугастості, мм

Виклад основного матеріалу. Виробництво бунтового прокату з БЛЗ перетином 125×125 мм в умовах ВАТ «ММЗ» (м. Рибниця, Молдова) здійснюється з одним технологічним циклом нагрів-деформація, в процесі якого не відбувається необхідна гомогенізація (вирівнювання хімічного складу), на відміну від технологічної схеми виробництва бунтового прокату, коли здійснюється кілька циклів (наприклад, із злитка).

Отже, доцільним було провести дослідження, спрямовані на вивчення формування дендритної структури БЛЗ і її спадкового впливу на появу лікваційної і структурної смугастості,

утворення мартенситних ділянок і їх місць розташування, як в поздовжньому, так і поперечному перетинах бунтового прокату.

Визначення макродефектів і протяжності зон дендритної структури БЛЗ, виготовленої без ЕМП і з ЕМП представлені в табл. 2, 3 і на рис. 3.

Аналіз даних свідчить про те, що найбільш сприятливе формування дендритної структури БЛЗ досягається при розливання сталі з використанням технології ЕМП. Ефективність використання ЕМП представлена на рис. 4. Наведена залежність отримана шляхом статистичної обробки даних за тривалий період часу при виробництві БЛЗ зі сталей марок С80D...С82D в умовах ВАТ «ММЗ».

Таблиця 2

Показники макроструктури і протяжність структурних зон БЛЗ перетином 125×125 мм, виготовленої без ЕМП*

Марка сталі	Якісні показники, бал				Структурні зони, мм				
	ЦП	ОЛ	Ліквацийні смужки і тріщини		КТЗ	К	СК	(СК+ПК)	ПК
			по перетину	осьові					
С82D	<u>2,2...2,5</u>	<u>2,0...2,5</u>	<u>1,0...1,2</u>	<u>0,6...0,7</u>	<u>1,2...1,4</u>	<u>4...11</u>	<u>38...44</u>	<u>22...28</u>	<u>29...34</u>
	2,35	2,25	1,1	0,65	1,35	7,5	41	25	31,5
С82D ¹	<u>1,5...3,5</u>	<u>2,5...3,0</u>	<u>1,0...1,5</u>	<u>0,5...0,7</u>	<u>1,5...1,5</u>	<u>5...11</u>	<u>46...55</u>	<u>26...31</u>	<u>27...32</u>
	2,5	2,75	1,25	0,6	1,5	8,0	50,5	28,5	29,5
С86D	<u>1,5...2,5</u>	<u>2,2...2,8</u>	<u>1,0...1,0</u>	<u>0,8...0,6</u>	<u>1,3...1,5</u>	<u>6...12</u>	<u>42...49</u>	<u>24...29</u>	<u>31...36</u>
	2,0	2,5	1,0	0,7	1,4	9,0	45,5	26,5	33,5

*Примітка: ЦП – центральна пористість; ОЛ – осьова ліквация; КТЗ – крайове точкове забруднення; 1 – сталь легована хромом.

Таблиця 3

Показники макроструктури і протяжність структурних зон БЛЗ перетином 125×125 мм, виготовленої з ЕМП*

Марка сталі	Якісні показники, бал				Структурні зони, мм				
	ЦП	ОЛ	Ліквацийні смужки і тріщини		КТЗ	К	СК	(СК+ПК)	ПК
			по перетину	осьові					
С82D	<u>1,4...1,8</u>	<u>1,6...1,9</u>	<u>0,4...0,6</u>	<u>0,4...0,5</u>	<u>0,4...0,7</u>	<u>4...12</u>	<u>37...43</u>	<u>11...19</u>	<u>38...43</u>
	1,6	1,75	0,5	0,45	0,55	8,0	40,0	15,0	40,5
С82D ¹	<u>1,5...2,0</u>	<u>2,0...2,3</u>	<u>0,5...0,7</u>	<u>0,5...0,5</u>	<u>0,8...1,0</u>	<u>6...10</u>	<u>42...51</u>	<u>13...18</u>	<u>38...41</u>
	1,75	2,15	0,6	0,5	0,9	8,0	46,5	15,5	39,5
С86D	<u>1,5...1,8</u>	<u>1,8...2,0</u>	<u>0,4...0,5</u>	<u>0,5...0,5</u>	<u>0,5...0,5</u>	<u>5...11</u>	<u>39...46</u>	<u>11...16</u>	<u>40...44</u>
	1,65	1,75	0,45	0,5	0,5	8,0	42,5	13,5	42,0

*Див. примітку до табл. 2.

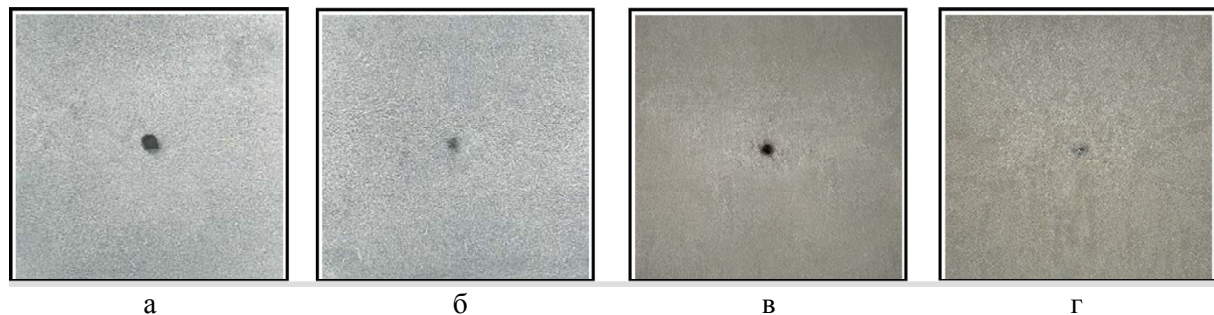
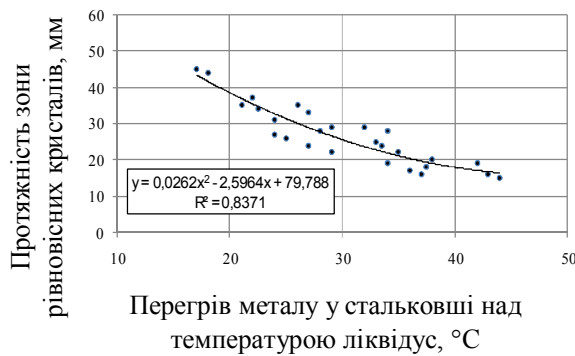
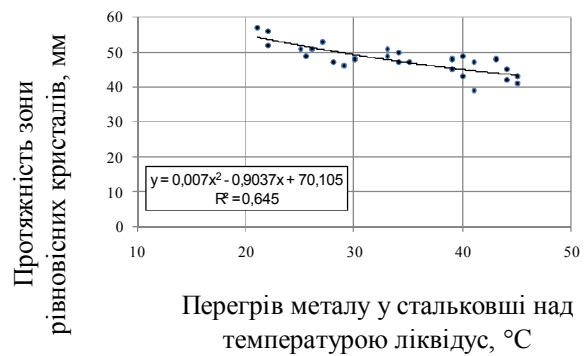


Рис. 3 – Макроструктура (×0,3) поперечних темплетів БЛЗ перерізом 125×125 мм зі сталі марок С82D і С86D: а – марка С82D без ЕМП; б – марка С82D з ЕМП; в – марка С86D без ЕМП; г – марка С86D з ЕМП



а



б

Рис. 4 – Зміна середньої протяжності зони РК в БЛЗ С80D...С82D перерізом 125×125 мм від перегріву металу, який розливається над температурою ліквідус: а – без застосування ЕМП; б – із застосуванням ЕМП

Слід зазначити, що підвищення перегріву металу в сталерозливному ковші над температурою ліквідус для підвищення рідкотекучесті сталі знижує ефективність ЕМП у зв'язку зі зменшенням зони РК, проте цей вплив не настільки вагомий в порівнянні з БЛЗ, виготовленою без ЕМП.

Зниження температури перегріву металу в сталерозливному ковші має позитивний вплив з точки зору видалюємості неметалевих включень, швидкість видалення яких має пряму залежність від зниження температури розливання сталі і наближення її значень до температури ліквідус [1]. Прагнення до поліпшення рідкотекучесті сталі на МБЛЗ, при підвищенні температури розливання, погіршує не тільки її якість, підвищуючи забрудненість неметалевими включеннями, але і більшого розвитку ліквідаційних явищ, що в кінцевому підсумку погіршує технологічність переробки бунтового прокату на кордовому переділі. У зв'язку з цим, комплексне зниження негативного впливу перерахованих факторів є актуальною науково-технічною задачею [5].

Дендритна структура БЛЗ перетином 125×125 мм (рис. 5, 6) в поперечному перерізі складається з чотирьох структурних зон: поверхнева коркова (К); зона стовпчастих кристалів (СК), з вираженою дендритною структурою; проміжна (змішана) зона стовпчастих і рівновісних кристалів (СК + РК) і зона рівновісних кристалів (РК).

Структурні зони БЛЗ зі сталі марок С82D і С86D, виготовлених без застосування ЕМП, мають наступну протяжність: К – 4,0...9,6%; СК – 33,6...44,0%; (СК+РК) – 19,2...24,8%; РК – 21,6...28,8.

Для БЛЗ, виготовленої з ЕМП, характерним є зниження протяжності зон СК і (СК + РК) при підвищенні зони РК (див. табл. 3). Протяжність зони СК зменшується ~ в 1,07...1,09 рази, зони (СК+РК) ~ в 1,83...1,96 рази, а протяжність зони РК підвищується ~ в 1,25...1,34 рази.

Порівняльний аналіз протяжності зон дендритної структури в поперечному перерізі БЛЗ свідчить про ефективність впливу ЕМП на її литу структуру.

Зв'язок спадкового впливу макродефектів і дендритної структури БЛЗ на утворення структурної смугастості, формування і розташування гартівних структур (мартенситних ділянок) виконували шляхом металографічного дослідження заздалегідь замаркованих поперечних і поздовжніх зразків, відібраних від бунтового прокату, виготовленого з ЕМП і без ЕМП. Для всебічного вивчення ліквідаційних процесів при проведенні досліджень обрана сталь, що містить цільову добавку хрому, який, як відомо, є сильно ліквідуєчим елементом [14].

Результати металографічної оцінки протяжності ліквідаційних зон (підусадочна ліквідація, структурна смугастість) мартенситних ділянок і їх місць розташування (див. рис. 2, а, б, в) в бунтовому прокаті наведені в табл. 4, 5.

Аналізуючи отримані результати, можна зробити висновок про те, що в прокаті, виготовленому з БЛЗ з ЕМП, спостерігається тенденція до зміщення і розмиття підусадочної ліквідації і структурної смугастості, які розташовуються на більшій відстані від геометричного центру зразків (див. табл. 5) у порівнянні зі зразками, коли ЕМП не застосовувалося. Підусадочна сегре-

гація в бунтовому прокаті зі сталей, розлитих з ЕМП, як правило, відповідає балу 2, а без ЕМП – балу 3 (рис. 7) відповідно до еталонних шкал стандарту EN 16120-1:2011.

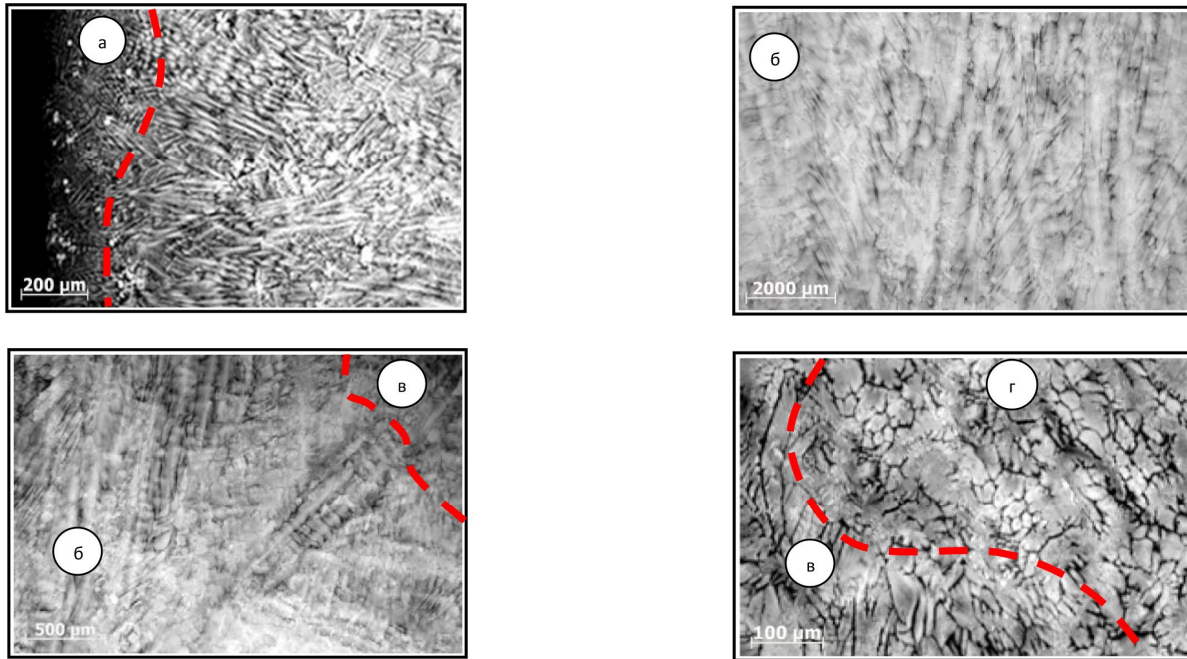


Рис. 5 – Характерна дендритна будова БЛЗ зі сталі С82D (межуючі зони розділені пунктирною лінією): а – зона К; б – зона СК; в – зона СК+ПК; г – зона РК

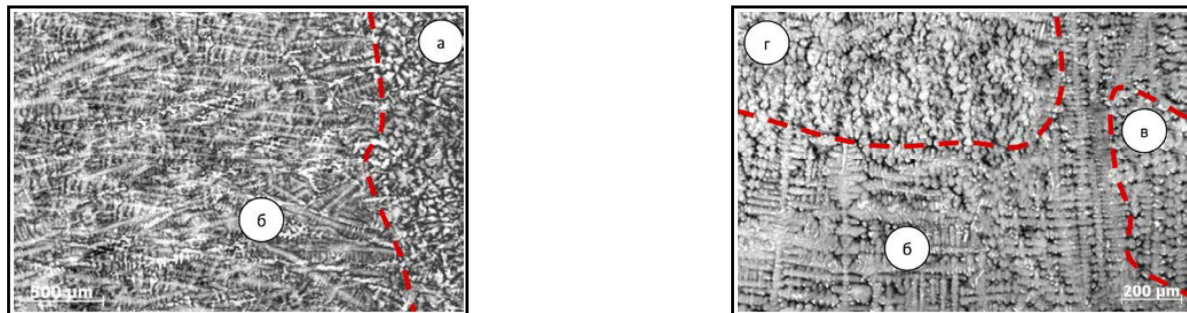


Рис. 6 – Характерна дендритна будова БЛЗ зі сталі С86D (межуючі зони розділені пунктирною лінією): а – зона К; б – зона СК; в – зона СК+ПК; г – зона РК

Таблиця 4

Вимір ліквацийних зон в бунтовому прокаті діаметром 11,0 мм¹

Марка сталі	Відстань від ліквацийної зони до поверхні зразка, мм				t, мм	ПЛ, бал
	h ₁ , мм	h ₂ , мм	h ₃ , мм	h ₄ , мм		
C82D ²	<u>5,07...5,54</u> 5,30	<u>4,89...5,19</u> 5,04	<u>5,09...5,61</u> 5,35	<u>5,44...5,79</u> 5,61	<u>0,32...0,37</u> 0,35	3
C82D ³	<u>5,01...5,38</u> 5,20	<u>4,81...5,08</u> 4,95	<u>5,10...5,60</u> 5,35	<u>5,40...5,51</u> 5,46	<u>0,39...0,52</u> 0,46	2
C82D ^{2*}	<u>5,04...5,76</u> 5,40	<u>5,28...5,43</u> 5,34	<u>4,64...5,48</u> 5,06	<u>4,97...5,24</u> 5,11	<u>0,48...0,60</u> 0,54	3
C82D ^{3*}	<u>4,89...5,68</u> 5,28	<u>5,03...5,31</u> 5,17	<u>4,54...5,53</u> 5,04	<u>4,91...5,39</u> 5,15	<u>0,58...0,78</u> 0,68	2

Продовження таблиці 4

C86D ²	$\frac{5,12...5,82}{5,47}$	$\frac{4,98...5,14}{5,06}$	$\frac{4,69...5,57}{5,13}$	$\frac{5,37...5,47}{5,42}$	$\frac{0,31...0,49}{0,40}$	3
C86D ³	$\frac{5,01...5,78}{5,40}$	$\frac{5,02...5,28}{5,15}$	$\frac{4,75...5,61}{5,18}$	$\frac{5,25...5,40}{5,33}$	$\frac{0,38...0,47}{0,43}$	2

Примітка: 1 – в чисельнику вказано мінімальне і максимальне значення, в знаменнику середнє; 2 – прокат, виготовлений з заготовки без використання ЕМП; 3 – прокат, виготовлений з заготовки з використанням ЕМП, * – сталь легована хромом.

Таблиця 5

Вимір і розташування мартенситних ділянок в поздовжньому перетині зразків бунтового прокату діаметром 11,0 мм*

Марка сталі	k , мм	n , шт.	h , мкм	l , мкм	h_5 , мм	h_6 , мм
C82D ²	$\frac{5,19...6,21}{5,7}$	4	$\frac{12...38}{25}$	$\frac{50...82}{66}$	$\frac{2,44...2,94}{2,69}$	$\frac{2,60...3,06}{2,83}$
C82D ³	$\frac{6,27...7,34}{6,8}$	2	$\frac{10...23}{16,5}$	$\frac{47...115}{81}$	$\frac{1,87...2,40}{2,14}$	$\frac{3,14...3,67}{3,41}$
C82D ^{2*}	$\frac{5,34...6,45}{5,9}$	7	$\frac{29...54}{41,5}$	$\frac{32...176}{104}$	$\frac{2,27...2,83}{2,55}$	$\frac{2,67...3,23}{2,95}$
C82D ^{3*}	$\frac{5,67...6,94}{6,31}$	3	$\frac{24...43}{33,5}$	$\frac{56...164}{110}$	$\frac{2,03...2,66}{2,35}$	$\frac{2,84...3,47}{3,16}$
C86D ²	$\frac{5,39...6,38}{5,89}$	3	$\frac{16...37}{26,5}$	$\frac{38...119}{78,5}$	$\frac{2,37...2,86}{2,62}$	$\frac{2,70...3,13}{2,92}$
C86D ³	$\frac{5,84...7,04}{6,44}$	4	$\frac{11...19}{15,0}$	$\frac{69...143}{106}$	$\frac{2,04...2,64}{2,34}$	$\frac{2,86...3,46}{3,16}$

Примітка: * – див. виноски до табл. 4, k – ширина зони структурної смугастості, мм; n – кількість мартенситних ділянок, шт.; h – ширина мартенситних ділянок; l – довжина мартенситних ділянок; h_5, h_6 – відстані від зони закінчення структурної смугастості до поверхні шліфа в діаметрально протилежних напрямках.

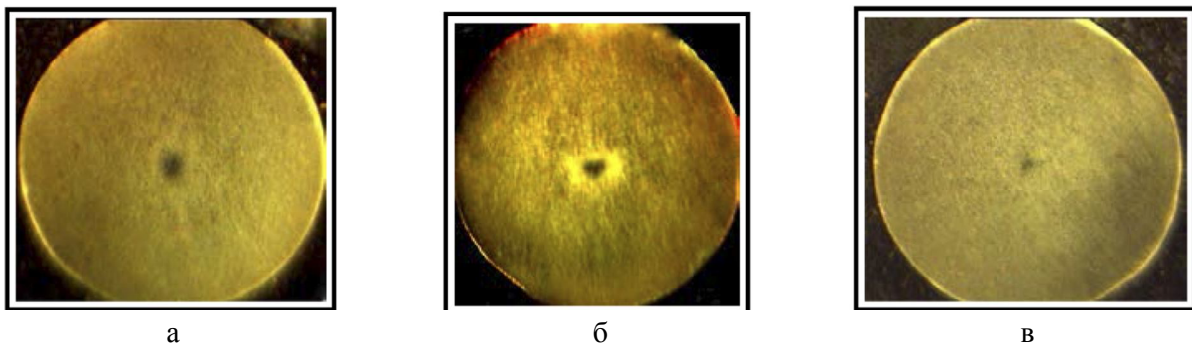
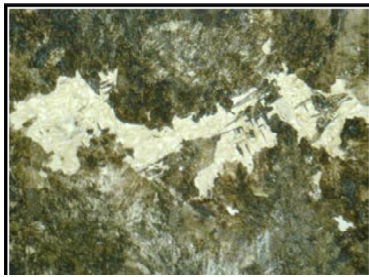


Рис. 7 – Підусадочна ліквіація ($\times 5$) в бунтовому прокаті діаметром 11,0 мм зі сталі марки C82D, легованої хромом: а, б – 3 бал за EN 16120-1:2011, без ЕМП; в – 2 бал за EN 6120-1:2011, з ЕМП

Утворення мартенситних ділянок є характерним для металу, виготовленого як з ЕМП, так і без ЕМП. Вплив ЕМП на протяжність (l) мартенситних ділянок не виявлено, однак чітко спостерігається тенденція, що при ЕМП спостерігається зниження ширини (h) мартенситних ділянок (рис. 8) при одночасному підвищенні протяжності області структурної смугастості (k), яка носить менш яскраво виражений характер (рис. 9). Так, протяжність структурної смугастості на поздовжніх шліфах без ЕМП становить $\sim 54,2\%$, проти $\sim 66,2\%$ з ЕМП, проте в останньому випадку спостерігається зменшення осової ліквіаційної смугастості (рис. 10).

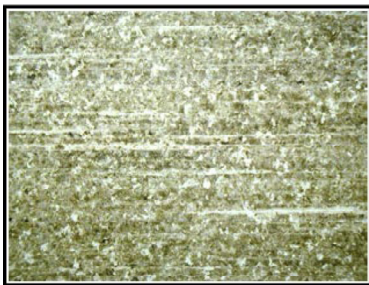


а

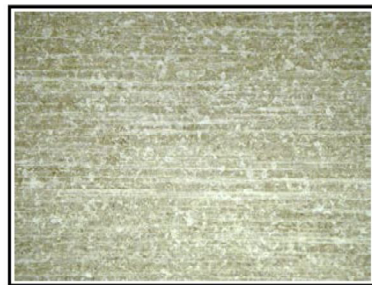


б

Рис. 8 – Мартенситні ділянки ($\times 1000$) в бунтовому прокаті діаметром 11,0 мм (по-здовжній шліф): а – сталь марки С82D, легована ванадієм; б – сталь марки С86D



а

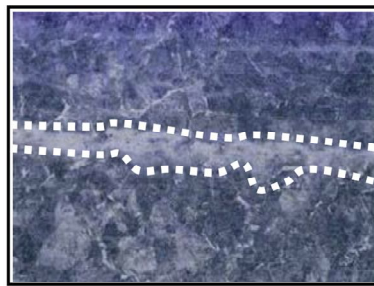


б

Рис. 9 – Структурна смугастість в мікроструктурі ($\times 100$) бунтового прокату зі сталі С82D (поздовжній шліф): а – без ЕМП; б – з ЕМП



а



б



в

Рис. 10 – Осьова ліквацийна смугастість ($\times 500$) на поздовжньому шліфі бунтового прокату діаметром 11,0 мм (ліквацийна область виділена пунктирною лінією): а – сталь С82D з хромом, без ЕМП; б – сталь С82D з хромом, з ЕМП; в – сталь С86D, з ЕМП

Зона СК утворюється в умовах високого градієнта температур при відсутності концентраційного переохолодження перед рухомим фронтом кристалізації, при цьому зростання СК припиняється тоді, коли перед рухомим фронтом двухфазної зони дифузійне переохолодження перевершує величину критичного дифузійного переохолодження, яке може витримати сплав заданого хімічного складу. В результаті послідовного затвердіння зони СК відбувається подальше об'ємне затвердіння РК. В роботі [15] встановлено, що в перехідній зоні СК \rightarrow РК розташовується основна маса лікватів. Дане твердження добре узгоджується з отриманими результатами, які свідчать про те, що при підвищенні протяжності РК, протяжність зони структурної смугастості зростає (див. табл. 5).

Слід зазначити, що, незважаючи на позитивний вплив ЕМП в кристалізаторі МБЛЗ, яке сприяє зниженню протяжності зон дендритної структури СК і (СК + РК) в поперечному перерізі БЛЗ, виключити прояв ліквацийних явищ як в БЛЗ, так і бунтовому прокаті неможливо.

Дослідження показали, що формування структурної смугастості і мартенситних ділянок мають ліквацийне походження, а ізоляція посилюється при введенні в сталь легуючих елементів. Отримані дані добре узгоджуються з результатами досліджень роботи [6], де розглядається вплив ванадію на розвиток ліквациї в структурі високовуглецевого бунтового прокату зі сталі марки С82D.

В цілому, можна відзначити, що для сталей, легованих хромом, характерним є формування максимальної ширини мартенситних ділянок, при легуванні сталі ванадієм ширина цих ділянок знижується, а при відсутності зазначених елементів є мінімальною.

Для виконання порівняльного аналізу розвитку ліквациї в структурі бунтового прокату, виготовленого з високовуглецевої сталі, а також сталі додатково легованої хромом і/або ванадієм, доцільно провести дослідження структури металу із застосуванням електронно-зондового мікрорентгеноспектрального аналізу. Такий підхід дозволить розробити комплекс необхідних технологічних заходів, в тому числі раціональних режимів деформаційно-термічної обробки, що забезпечить формування найбільш ефективної мікроструктури і комплексу механічних властивостей бунтового прокату.

Висновки

1. Розглянуто вплив хімічного складу і електромагнітного перемішування на формування дендритної структури і макродефектів БЛЗ перерізом 125×125 мм. Показано спадковий вплив якісних показників БЛЗ на особливості структуроутворення в бунтовому прокаті з високовуглецевої сталі діаметром 11,0 мм марок С82D і С86D.

2. Встановлено позитивний вплив електромагнітного перемішування на зменшення ширини мартенситних ділянок в бунтовому прокаті, а також на зміну протяжності різних зон дендритної структури в поперечному перерізі БЛЗ.

3. Показано, що для прокату, виготовленого із застосуванням електромагнітного перемішування, характерним є зменшення осьової ліквацийної смугастості і підвищення структурної смугастості в поперечному перерізі прокату, що в останньому випадку пов'язано зі збільшенням протяжності зони рівновісних кристалів.

4. Показано, що електромагнітне перемішування дозволяє виконати необхідний перегрів сталі над температурою ліквідус для підвищення рідкотекучості без істотного зниження протяжності зони рівновісних кристалів.

5. Показано, що дендритна будова БЛЗ успадковується і проявляється особливо істотно в бунтовому прокаті, виготовленому з БЛЗ перетином 125×125 мм, що пов'язано з більш низьким ступенем деформаційного опрацювання литого металу і накладає певний відбиток на подальшу технологічність переробки прокату на кордовому переділі.

Список використаних джерел:

1. Ершов Г.С. Микронеоднородность металлов и сплавов / Г.С. Ершов, Л.А. Позняк. – М.: Металлургия, 1985. – 214 с.
2. Голиков И.Н. Дендритная ликвация в сталях и сплавах / И.Н. Голиков, С.Б. Масленков. – М.: Металлургия, 1977. – 224 с.
3. Теория и практика непрерывного литья заготовок / А.Н. Смирнов [и др.]. – Донецк: ООО «Лебедь», 2000. – 371 с.
4. Евтеев Д.П. Непрерывное литье стали / Д.П. Евтеев, И.Н. Колыбалов. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.
5. Парусов Э.В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки / Э.В. Парусов, В.В. Парусов, А.Б. Сычков. – Днепропетровск: Арт-Пресс, 2012. – 376 с.
6. Effect of dendritic segregation in the continuous-cast semifinished product on the formation of the structure of high-carbon-steel wire rod / A.V. Sychkov [et al.]. – Metallurgist. – 2008. – Vol. 52. – №(5-6). – P. 275-282.
7. Дефекты стали : справочник / Под ред. С.М. Новокрещеновой, М.И. Виноград. – М.: Металлургия, 1984. – 196 с.
8. Шмега Л. Затвердевание и кристаллизация стальных слитков / Л. Шмега. – М.: Металлургия, 1985. – 342 с.

9. Непрерывная разливка стали на радиальных установках / В.Т. Сладкоштеев [и др.]. – М.: Металлургия, 1974. – 288 с.
10. Власов Н.Н. Разливка черных металлов : справочное издание / Н.Н. Власов, В.В. Король, С.В. Радя. – М.: Металлургия, 1987. – 272 с.
11. Cecchini S. Bulging and waring-difficult challenges for automatic mold level control / S. Cecchini, R. Zirki, M. Pillwax // AISTech 2013 Proceedings. – Pittsburgh, 2013. – P. 1343-1350.
12. Compactness Degree of Longitudinal Section of Outer Columnar Grain Zone in Continuous Casting Billet Using Cellular Automation – Finite Element Method / Z. Hou [et al.] // ISIJ International. – 2013. – Vol. 53, №4. – P. 655-664.
13. Ogibayashi S. Mechanism of centerline segregation in continuous casting and current status of the mathematical model and future subject / S. Ogibayashi // Sahyo Technical Report. – 2012. – Vol. 19, №1. – P. 2-14.
14. Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон. – М.: Металлургия, 1996. – 1274 с.
15. Житнев А.И. Неметаллические включения в непрерывнолитой сортовой заготовке для рельсов и колес / А.И. Житнев, А.А. Казаков // Вектор науки ТГУ. – 2013. – №3. – С. 174-177.

Bibliography:

1. Ershov G.S. Microinhomogeneity metals and alloys / G.S. Ershov, L.A. Poznyak. – М.: Metallurgiya, 1985. – 214 p. (Rus.)
2. Golikov I.N. Dendritic segregation in steels and alloys / I.N. Golikov, S.B. Maslennikov. – М.: Metallurgiya, 1977. – 224 p. (Rus.)
3. Theory and practice of continuous casting / A.N. Smirnov [et al.]. – Donetsk: ООО «Lebed», 2000. – 371 p. (Rus.)
4. Evteev D.P. Continuous casting of steel / D.P. Evteev, I.N. Kolybalov. – М.: Metallurgiya, 1984. – 200 p. (Rus.)
5. Parusov E.V. Theoretical and technological bases of the production of highly effective types of wire rod / E.V. Parusov, V.V. Parusov, A.B. Sychkov. – Dnepropetrovsk: Art-Press, 2012. – 376 p. (Rus.)
6. Effect of dendritic segregation in the continuous-cast semifinished product on the formation of the structure of high-carbon-steel wire rod / A.B. Sychkov [et al.]. – Metallurgist. – 2008. – Vol. 52. – №(5-6). – P. 275-282.
7. Steel defects : handbook / Edited by S.M. Novokreschenova, M.I. Vinograd. – М.: Metallurgiya, 1984. – 196 p. (Rus.)
8. Shmega L. The solidification and crystallization of the steel ingots / L. Shmega. – М.: Metallurgiya, 1985. – 342 p. (Rus.)
9. Continuous casting on radial installations / V.T. Sladkoshteev [et al.]. – М.: Metallurgiya, 1974. – 288 p. (Rus.)
10. Vlasov N.N. The casting of ferrous metal crystals : reference book / N.N. Vlasov, V.V. Korol, S.V. Rada. – М.: Metallurgiya, 1987. – 272 p. (Rus.)
11. Cecchini S. Bulging and waring-difficult challenges for automatic mold level control / S. Cecchini, R. Zirki, M. Pillwax // AISTech 2013 Proceedings. – Pittsburgh, 2013. – P. 1343-1350.
12. Compactness Degree of Longitudinal Section of Outer Columnar Grain Zone in Continuous Casting Billet Using Cellular Automation – Finite Element Method / Z. Hou [et al.] // ISIJ International. – 2013. – Vol. 53, №4. – P. 655-664.
13. Ogibayashi S. Mechanism of centerline segregation in continuous casting and current status of the mathematical model and future subject / S. Ogibayashi // Sahyo Technical Report. – 2012. – Vol. 19, №1. – P. 2-14.
14. Gudremon E. Special steels / E. Gudremon. – М.: Metallurgiya, 1996. – 1274 p. (Rus.)
15. Zhitnev A.I. Non-metallic inclusions in continuously cast billets for the rails and wheels / A.I. Zhitnev, A.A. Kazakov // Vektor nauki TGU. – 2013. – №3. – P. 174-177.

Рецензент: Г.В. Левченко

д-р техн. наук, проф., Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАНУ

Стаття надійшла 02.05.2016