

УДК 669.141.24:620.184.2

**О. І. Бабаченко**, д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-2869-3478**Т. В. Балаханова**, к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0003-2493-218X**Г. А. Кононенко**, д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0001-7446-4105**О. А. Сафронова**, м.н.с., ORCID 0000-0002-4032-4275**Ж. А. Дементьєва**, н.с.*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*

## ФОРМУВАННЯ МАКРОСТРУКТУРИ ЗАЛЕЖНО ВІД ВМІСТУ ТА СПІВВІДНОШЕННЯ ОСНОВНИХ КОМПОНЕНТІВ У ЗЛИВКАХ СТАЛІ ЗАЛІЗНИЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

**Анотація.** Метою роботи є встановлення впливу базових елементів хімічного складу сталі для залізничних осей на особливості формування первинної структури. Проблема макросегрегації легуючих елементів, що виникає при затвердінні литої заготовки в процесі безперервної розливки, залишається актуальною; це предмет численних експериментів і теоретичних міркувань. Великий відсоток цих досліджень присвячений сегрегації вуглецю, яка зі зрозумілих причин високоактуальна для виробництва вуглецевих сталей. Зв'язок обробки, мікроструктури та властивостей вказує на те, що морфологія та властивості різних фаз на мікроскопічному рівні значною мірою тісно пов'язана з макроскопічною поведінкою матеріалів. Базові знання про механізм виникнення сегрегації показують, що це дуже складний ефект, і необхідно враховувати широкий спектр факторів, що впливають на процес безперервного лиття. Через обмежену розчинність окремих елементів у кристалічній решітці сталі при затвердінні розплаву відбувається збагачення залишкової рідини, в результаті чого відбувається утворення мікро- і макросегрегацій (ліквації, неоднорідності). Метою роботи є виявлення впливу хімічних елементів на утворення зворотної ліквації. В рамках цієї роботи були виготовлені і проаналізовані дослідні партії зразків, зі сталей, які використовуються для виготовлення залізничних осей – сталей марок ОС за ДСТУ 31334, F за AAR M 101 і EA1N за EN 13261. Окремий акцент робили на співвідношенні вмісту в сталі Si і Mn. Формування так званої зони «зворотної ліквації», яку спостерігали в досліджуваних зливках, швидше за все пов'язане саме із забрудненістю і загазованістю сталі. Природа формування цієї зони збігається з особливостями формування місць стикання гілок дендритів вищих порядків. Виявлено, що наявність структурної неоднорідності знижує механічні властивості. Вперше показано, що збільшення значення відношення вмісту Mn до Si в осьових сталях марок EA1N, ОС і F сприяє збільшенню газонасиченості сталі і виникнення аномальних структур.

**Ключові слова:** структурна неоднорідність, розкиснення сталі, дендритна структура, сегрегація.

**Посилання для цитування:** Формування макроструктури залежно від вмісту та співвідношення основних компонентів у зливках сталі залізничного призначення / О. І. Бабаченко, Т. В. Балаханова, Г. А. Кононенко, О. А. Сафронова,

**Сучасний стан проблеми.** Формування мікронеоднорідностей термодинамічно неминуче. Залежно від хімічного складу сталі, технологічних параметрів її розливки і геометричних розмірів безперервнолітої заготовки (БЛЗ) або зливка утворення ліквациї буде відбуватися з різною інтенсивністю. При подальшій обробці мікросегрегації впливають на фазові перетворення і можуть призводити до неоднорідної мікроструктури. Знання принципів утворення ліквациї необхідне для визначення подальших режимів деформаційної і термічної обробки не тільки БЛЗ або злиwkів, а й кінцевої продукції.

Локальні варіації хімічного складу, тобто композиційні неоднорідності, відіграють важливу роль у термодинамічній стійкості й просторовому розподілі фаз у багатофазних сталях. Обмежена розчинність легувальних елементів у твердому стані в сталі призводить до ліквациї при затвердінні. Під час кристалізації розчинена речовина розподіляється між твердим тілом і рідиною, щоб збагачувати або виснажувати міждендритні області. Морфологія дендритної структури і ступінь ліквациї залежать не тільки від ступеня переохолодження, градієнту температурного поля і умов течії рідкого металу, а також від хімічного складу, а саме від градієнту концентрації розплаву. Дещо спрощуючи можна сказати, що для більшості сталей температури ліквідус і солідус знижуються зі збільшенням вмісту сплаву аж до точки евтектики. Таким чином, при затвердінні відбувається насичення розплаву легуючими і домішковими елементами. Одночасна присутність декількох розчинених речовин на кордоні розподілу рідина – тверде тіло може вплинути на взаємодію кожного елемента на рухомій границі дендрит – розплав. Для визначення характеристик первинної дендритної структури, а власне і сформованого ліквацийного фону в сталях, необхідно адекватно оцінити морфологію структури, що утворилася. Визначення ліквациї навіть в теперішній час за наявності сучасних методів дослідження викликає певні труднощі. Показано, що чим більше в литій сталі Si і Mn, тим сильніше вони сегрегують, і тим частіше в такій сталі зустрічаються структурні аномалії, приймаючи статус швидше закономірних, ніж випадкових явищ.

Незважаючи на те, що використання певних режимів термічної обробки дозволяє досягти видимої однорідної кінцевої структури (що насправді досить складно реалізувати на практиці) [1, 2], хімічна неоднорідність зберігається в готовому продукті і може негативно позначитися при подальшому оброблянні, в тому числі і таких як шліфування, піскоструминне оброблення, нанесення покриття.

Макросегрегація – неоднорідність розподілу хімічних елементів за перерізом зливку або БЛЗ, яка виникає через розподіл розчинених речовин

на межі розділу рідина-тверде тіло і відносного руху між рідкою і твердою фазами під час зтвердіння металевих сплавів. Відповідна модель макросегрегації повинна включати термодинаміку зтвердіння, кінетику зростання кристалів, багатofазну обчислювальну гідродинаміку і навіть теплову структурну механіку. Жодна сучасна модель не включає всі ці явища, що призводить до необхідності спеціалістів робити припущення, опираючись на власні знання, уявлення та досвід [3]. Мікросегрегації – це насамперед неоднорідність розподілу хімічних елементів, що виникає при зтвердінні сталі з рідкого стану [4]. Внаслідок цього дослідження особливостей формування хімічної неоднорідності слід починати з розгляду та дослідження первинних процесів та явищ при кристалізації сталі. Майже всі присутні в сталі хімічні елементи позитивно сегрегують, тобто накопичуються в рідкому розплаві. Важливими винятками на думку авторів [4] є Si, Al (приблизно до 3%), Cu, Ni та Co, які сегрегують негативно. Однак у роботах, проведених на осевих сталях [5-8] неоднозначно показано, що спостерігається позитивна ліквідація Si.

Застосування сучасних методів обробки рідкої сталі, використання спеціальних заходів під час розливання та кристалізації сталі, на кшталт електромагнітного перемішування, дозволяє значно зменшити розміри дендритів, однак ліквідація за перерізом зливка або БЛЗ не усувається. Це відбувається внаслідок того, що при інтенсивному зовнішньому впливі, кінчики зростаючих дендритів зрізаються (відламуються) і, своєю чергою, можуть служити зародками для глобулітного зтвердіння [9]. Глобуліти також відрізняються вмістом сплаву від навколишнього залишкового розплаву. Ці глобуліти тонуть під дією сили тяжіння і утворюють внутрішню глобулярну область [10]. Попри умови застосування електромагнітного перемішування, відбувається формування ядра, більш збагаченого легувальними елементами порівняно з периферійною областю. Ліквідація ядра інтенсифікується подальшим затіканням збагаченого розплаву в порожнині, викликані осадженням в зоні остаточної кристалізації. У промисловості зниження пористості та ліквідації в центральній зоні досягається застосуванням м'якого обтиснення, при якому ці порожнини закриваються, запобігаючи тим самим підтіканню збагаченого розплаву [11].

Навіть вільно зростаючі дендрити сплавів мають складну поведінку. Показано [12], що швидкість зростання дендритів досягає максимуму при певній концентрації сплаву, в той час як при дещо вищих концентраціях радіус наконечника має мінімальне значення. При цьому градієнт температурного поля залишався постійним.

Макросегрегації можна зменшити, підтримуючи незначний перегрів розплаву та інтенсивно охолоджуючи верхню частину при безперервній розливці. Автори досліджували вплив перегріву на морфологію дендритної структури [13]. Показано, що при високому перегріванні  $\approx 40$  °C центральні

рівноосні частини злиwkів складаються з безладно орієнтованих дрібних дендритів. При перегріванні в діапазоні  $\approx 20-40$  °C рівноосна зона межує з перехідною зоною від стовпчастої до рівноосної. У цій області спостерігається позитивна макросегрегація С та інших легувальних елементів [14]. Це дослідження показало, що безперервна розливка з дуже низьким перегрівом викликає облогу глобулітів і негативну сегрегацію в центральних зонах слябу. На додаток до сегрегації по осьовій лінії, з проміжними перегрівками позитивна макросегрегація може відбуватися на стовпчиках до рівноосних перехідних кордонів. При надзвичайно низькому перегріванні ( $\approx 10$  °C вище ліквідуса) стовпчата структура була замінена рівноосною дендритною структурою, а центральні області склалися з шарової структури. Але ступінь перегріву впливає на макроліквацію вуглецю, тоді як розподіл інших елементів практично не змінюється. При всіх ступенях перегріву спостерігається підвищення вмісту вуглецю в центральній частині зливку.

Морфологія дендритної структури і ступінь ліквідації залежать не тільки від ступеня переохолодження, градієнту температурного поля і умов течії рідкого металу, а також від хімічного складу, а саме від градієнту концентрації розплаву. Чим більше в литій сталі Si і Mn, тим сильніше вони сегрегують, і тим частіше в такій сталі зустрічаються структурні аномалії, приймаючи статус швидше закономірних, ніж випадкових явищ. Автори робіт [15-17] вказують на значний вплив Mn на неоднорідність структури.

Сегрегація Mn на кордоні розподілу може впливати на сегрегацію Si за допомогою взаємодії двох розчинених речовин, тобто пов'язаного ефекту опору розчиненої речовини. Оскільки між Mn і Si виникає притягувальна взаємодія, то саме присутність одного з них може підвищувати рівні сегрегації іншого, загальний ефект опору розчиненої речовини може бути більше, ніж сума опору розчиненої речовини, очікувана від кожного елемента окремо [18]. Коефіцієнти мікросегрегації P і S збільшуються зі збільшенням вмісту С, тоді як вони зменшуються зі збільшенням вихідного вмісту С за умов сумісної наявності у складі сталі С та Si. Аналіз чутливості параметрів показав, що мікросегрегація розчиненої речовини більше залежить від коефіцієнтів розподілу і типу зтвердіння, ніж від коефіцієнтів дифузії [19]. Показано [20], що розмір дендритів зменшується зі збільшенням вмісту С та збільшенням швидкості охолодження.

Для Si схильність до мікросегрегації, значно нижча, ніж для Mn. Частково це пов'язано з відштовхуючою взаємодією атомів С і Si в рідині, що перешкоджає збагаченню Si в мірі, порівнянній з Mn. Однак після утворення аустеніту (вище солідуса) збагачення рідини Si знову прискорюється через низьку дифузійну здатність Si в аустеніті. Це призводить до більш високої концентрації Si в міждендритній області, навіть нижче солідуса, тоді як вміст Si все ще відносно низький на деякій відстані.

Збільшення швидкості охолодження систематично збільшує міждендритний вміст Mn і Si і зменшує міждендритний вміст Al. Таким чином, збільшується ступінь мікросегрегації. Це, звичайно, пов'язано зі скороченням часу дифузії розчиненої речовини в аустеніті. Навіть менша відстань між гілками вторинних дендритів, викликана вищою швидкістю охолодження, не здатна компенсувати цю тенденцію, хоча деяка компенсація все ж відбувається через зменшення шляху дифузії, який дорівнює відстані в гілках дендритів. Як вже було показано, зтвердіння в сталях з високим вмістом Al, Mn і Si відбувається при набагато нижчих температурах, ніж у вуглецевих сталях. Солідус знижується особливо відчутно в тих сталях з високим вмістом Al, Mn, Si, в яких значна частка аустеніту над солідусом. Основною причиною є сильна схильність Mn до збагачення рідкої фази в аустенітовмісних сплавах.

Найвагоміший вплив як макро-, так і мікронеоднорідність має на експлуатаційні та механічні властивості металовиробів. Неоднорідність розподілу навіть базових елементів звичайної вуглецевої сталі викликає структурну неоднорідність, дефекти структури та зниження властивостей. З огляду сучасної літератури на формування структурної та зеренної нерівномірності впливає досить велика кількість факторів, серед яких передусім вирізняються особливості впливу співвідношення елементів, які по різному стабілізують  $\alpha$ - та  $\gamma$ - фази, вміст C та наявність, вид неметалевих включень, особливо вкрай малого розміру. При цьому залишається нерозкритим питання про спільний вплив базових елементів Si і Mn.

**Метою роботи** є встановлення впливу базових елементів хімічного складу сталі для залізничних осей на особливості формування первинної структури.

**Основні результати наукових досліджень** В рамках цієї роботи були виготовлені і проаналізовані наступні дослідні партії зразків. У таблиці 1 наведено дані про отримані в лабораторних умовах сталі. Всі дослідні зливки були відлиті зі сталей, які використовуються для виготовлення залізничних осей – сталей марок ОС за ДСТУ 31334, F за ААР М 101 і EA1N за EN 13261. Окремий акцент робили на співвідношенні вмісту в сталі Si і Mn. В зразках кожної комбінації хімічного складу та марки сталі досліджували макроструктуру і особливості морфології дендритної структури.

Аналіз дендритної структури проводили після травлення в гарячому розчині пікрату натрію. Концентрація і режими травлення були спеціально підбрані для більш контрастного виявлення дендритної структури осьової сталі зазначених марок (посилання на нову статтю). Зеренну структуру зразків досліджували після травлення шліфів в 4% спиртовому розчині азотної кислоти.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних плавок

№ п/п	Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % мас.												
		C	Si	Mn	Mn/Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	V	Ti
1	EAIN (EN 13261)	0,36	0,34	0,63	1,85	0,019	0,025	0,03	0,02	0,003	0,031	0,03	0,002	0,001
2		0,39	0,3	0,86	2,87	0,018	0,026	0,03	0,02	0,003	0,017	0,03	0,001	0,001
3		0,41	0,27	0,89	3,3	0,02	0,029	0,03	0,03	0,003	0,033	0,03	0,001	0,003
4		0,39	0,12	0,6	5	0,021	0,024	0,03	0,02	0,003	0,0005	0,03	0,001	0,0005
5	OC (ДСТУ 31334)	0,52	0,42	0,69	1,64	0,012	0,006	0,06	0,09	0,009	0,032	0,14	0,003	0,002
8		0,45	0,35	0,95	2,71	0,019	0,037	0,03	0,03	0,001	0,022	0,03	0,002	0,001
9		0,49	0,22	0,95	4,32	0,021	0,032	0,03	0,03	0,003	0,022	0,03	0,002	0,001
10	F (AARM 101)	0,52	0,47	0,77	1,63	0,014	0,006	0,06	0,09	0,01	0,051	0,14	0,003	0,002
12		0,59	0,31	0,73	2,35	0,009	0,004	0,06	0,09	0,008	0,011	0,14	0,003	0,003
13		0,57	0,18	0,61	3,38	0,013	0,004	0,05	0,08	0,008	0,043	0,14	0,004	0,001
14		0,59	0,31	1,08	3,48	0,026	0,03	0,03	0,03	0,002	0,043	0,03	0,002	0,001
16		0,55	0,16	0,63	3,94	0,021	0,029	0,03	0,03	0,003	0,002	0,03	0,001	0,0004

Тоді як безперервне лиття майже не показує відмінностей у характеристиках ліквациї через безперервний процес у поздовжньому напрямку, лиття в зливки призводить до просторово складнішого утворення ліквациї через переривчастий процес. При литті в зливки затвердіння відбувається не тільки зовні всередину, а й переважно знизу вгору (рис. 1). При цьому в донній частині зливку відбувається формування так званої зони негативної ліквациї (конус осадження), і чим він більший, то тим сильніше розвинена позитивна ліквация.

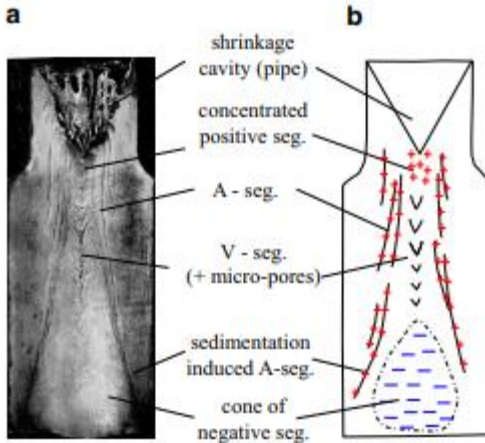


Рисунок 1 –  
Стандартна  
макробудова  
стаціонарного  
зливку [21].

Всі зразки були вирізані близько донній частини зливку, для уникнення появи на шліфі пористості. Практично у всіх зразках в центральній зоні спостерігалися ділянки негативної ліквациї. Які виявлялися при травленні в двох вищевказаних реактивах. На рисунку 2 наведено типовий вигляд зони зворотної ліквациї. Однак більш детальне дослідження цих ділянок не дозволяє їх однозначно ідентифікувати як конус осадження. Було зроблено наступне припущення – утворення знеуглецьованих ділянок, в тому числі і без змісту Si, може бути пов'язано якраз з більш інтенсивним ступенем ліквациї хімічних елементів, в тому числі і сильною загазованістю цих зон. Однак далі за текстом утворення такої ділянки аномальної структури будемо називати «зона зворотної ліквациї».

Розташування пористості і неметалевих включень дозволяє стверджувати, що ці місця відповідають міждендритним просторам. Крім цього видно, що в центральній зоні присутній розсип найдрібніших неметалевих включень. Звичайно, виплавка осьової сталі в тиглях в лабораторних умовах дещо відрізняється від промислового виготовлення БЛЗ, при виготовленні яких проводиться додаткове очищення сталі, проте

деякі закономірності все ж були виявлені. Формування так званої зони «зворотної ліквідації» в досліджуваних зливках, швидше за все пов'язані саме із забрудненістю і загазованістю сталі. Адже якщо розглянути більш уважно ділянки знеуглецювання, то за характером розташування, формою, і типом оточуючих мікроструктур можна провести пряму аналогію з таким дефектом як «газовий пухир».

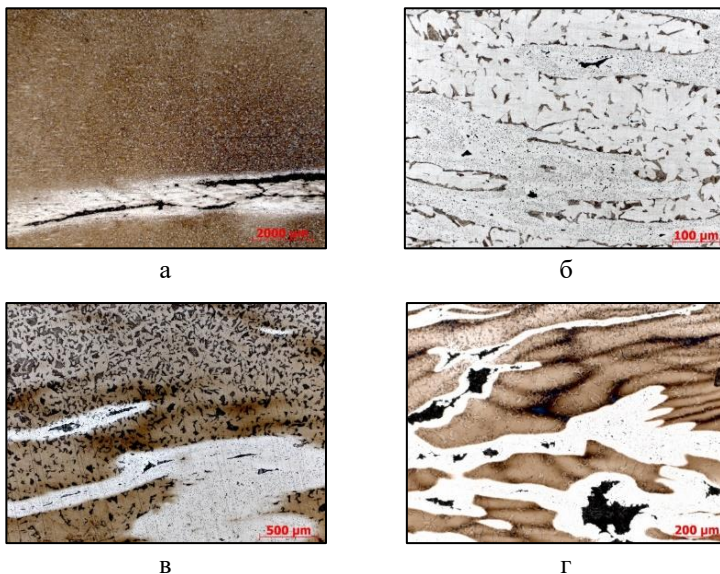


Рисунок 2 – Структура зони зворотної ліквідації: а, б – травлення в ніталі, в, г – травлення в пікраті натрію.

Класичне визначення дефекту «газовий пухир» – знеуглецьована ділянка, нерідко заповнена окислами і має контур перлітної складової [21]. Тобто якраз те, що ми і спостерігаємо в ділянках цієї області.

Незважаючи на відбір проб достатньо близько до донної частини, утворення конуса осадження або не відбулося, або дана ділянка була мізерно малих розмірів, оскільки розміри дослідних зливок були невеликими і складали близько  $\varnothing$  30-40 мм висотою 60-70 мм. Менша травимість металу обумовлена нижчим вмістом С внаслідок його окислення.

Відомо, що процес утворення підкіркових бульбашок у зливках спокійної сталі проходить особливо інтенсивно при недостатньому її розкисленні та підвищеному вмісті в ній водню внаслідок утворення при її кристалізації бульбашок  $\text{CO}$  і  $\text{SO}_2$ . Наявність в рідкому металі газів,



головним чином  $N_2$ ,  $CO$ ,  $SO_2$  і сполуки  $S$  і  $N - S_xN_y$ , пояснюється тим, що в процесі плавки розплавлений метал поглинає пічні гази і повітря; в процесі плавки всередині розплавленого металу протікають хімічні реакції між парами води, що знаходяться в пічних газах, і розплавленим металом.

Також цікавим є те, що дефектна зона не виявляється при травленні в пікраті натрію. Як правило, даний реактив виявляє неоднорідність розподілу  $Si$  в сталі. І ці ділянки зниженої травимості є суміжними з центральними ділянками з підвищеним вмістом  $Si$ , про що свідчить яскраве синьо-рожеве забарвлення даних ділянок. При цьому структуру «зони зворотної ліквідації» не можна назвати і класичними білими плямами, оскільки їх структура не є чистим залізом, а насичена дрібними неметалевими включеннями. Внутрішні газові бульбашки як правило характерні для сталей з підвищеним вмістом  $Si$ . Було проаналізовано зв'язок утворення даного дефекту з вмістом хімічних елементів і розмірами зливку. Однак при підвищенні вмісту  $Si$  величина зони зворотної ліквідації мала тенденцію до зниження.

Найбільш широко в якості розкислювачів застосовуються марганець, кремній (у вигляді феросплавів) і алюміній. Марганець є порівняно слабким розкислювачем. Кремній - сильніший розкислювач. Продуктами розкислення кремнію, при підвищенні вмісту його в сталі є рідкі силікати заліза аж до твердого кремнезему. При спільному розкисленні марганцем і кремнієм утворюються силікати марганцю і заліза, склад яких залежить від співвідношень концентрації марганцю, кремнію і кисню. У присутності марганцю розкислювальна здатність кремнію підвищується. Встановлена кореляційна залежність утворення даного дефекту макроструктури від вмісту  $C$  і співвідношення вмісту  $Mn/Si$  (рис. 3, 4).

При цьому найбільш яскраво даний дефект помітний в сталі EA1N, яка характеризується підвищеним вмістом  $Mn$  і зниженим вмістом  $C$  в порівнянні з марками осьової сталі OC і F. Зв'язку розмірів цього дефекту з геометричними розмірами зливку, а також вмістом шкідливих домішок ( $S$  і  $P$ ), а також  $Al$  не виявлено.

Таким чином, на формування зони аномальної структури у стаціонарному зливку з вуглецевої сталі суттєво впливає вміст  $C$  та співвідношення вмісту  $Mn$  та  $Si$ . Чим менший вміст вуглецю в сталі, тим більше кисню в ній міститься, звичайно ж у вигляді кисневих сполучень, оскільки цей елемент не розчинний у твердій сталі. Було проведено вимірювання адитивної мікротвердості за перерізом дослідного зливка осьової сталі марки OC. Отримані дані представлені на рис. 5.

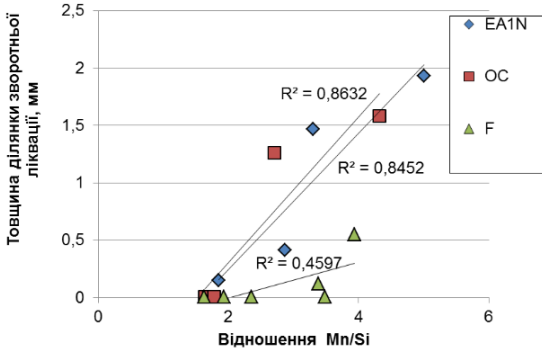


Рисунок 3 – Залежність товщини ділянки зворотної ліквації вуглецевих сталей для виготовлення залізничних осей від співвідношення Mn/Si.

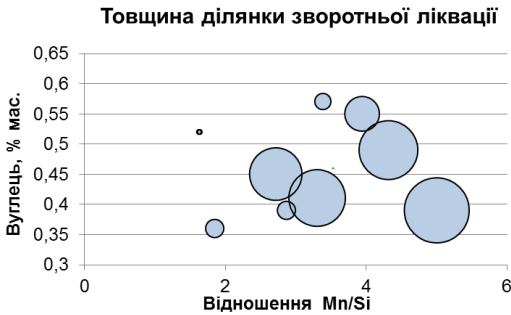


Рисунок 4 – Залежність товщини ділянки зворотної ліквації вуглецевих сталей для виготовлення залізничних осей від співвідношення Mn/Si та вмісту С. Розмір ділянки аномальної структури відповідає розміру бульбашок.

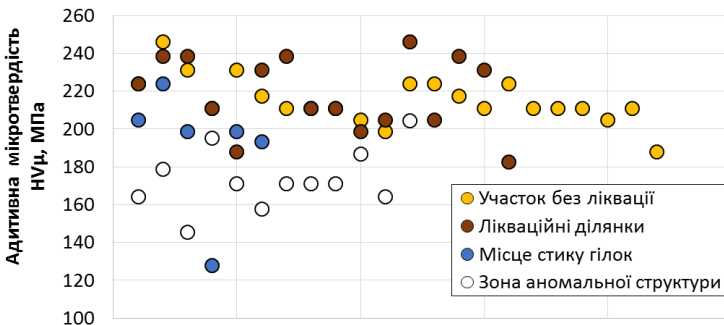


Рисунок 5 – Значення адитивної мікротвердості різних ділянок дендритної структури за перерізом дослідного зливка від центру до поверхні, плавка №8.

Від поверхні до центру зливка твердість дендритних гілок знижується, що пов'язано зі зміною параметрів структурних складових у міру зміни тепловідведення. Що добре узгоджується з класичними уявленнями в металознавстві про формування структури. Твердість міждендритних

ділянок очікувано дещо перевищує твердість дендритних гілок. Однак особливий інтерес представляють місця стику гілок другого і третього порядку. Тут відбувається значне зниження твердості, не зважаючи на те, що тут концентрується найбільша кількість ліквуючих елементів, в тому числі Si і Mn, і очікувана мікротвердість навпаки повинна бути вище. Знижену мікротвердість можна пояснити ймовірним «відтягуванням» Mn і Si в утворення найдрібніших оксидних і сульфідних включень і утворенням в цих місцях мікроділянок чистого фериту і також наявність пористості, яка, можливо, стала додатковим фактором зниження твердості.

Зона так званої зворотної ліквації стала найбільш «м'якою» ділянкою зливку – тут спостерігається істотне зниження адитивної мікротвердості. Природа формування цієї зони збігається з особливостями формування місць стикування гілок дендритів вищих порядків. В літературі відоме зниження твердості ліквацийних ділянок, і пояснюються насамперед формуванням феритної складової навколо сульфідних сполучень марганцю. Таке явище спостерігається, але коли сульфідні містяться між гілками одного порядку, чи в структурі «чистих» сталей з низьким вмістом газів, хоч і не завжди.

Оскільки зростання дендритів по довжині відбувається зі значно більшою швидкістю, ніж в поперечному перерізі, то бульбашки газу захоплюються рідкою сталлю і переносяться разом з фронтом кристалізації до місця з'єднання вершин гілок. Ці результати підтверджуються даними роботи [23], де показано, що в алюмінієвих сплавах формування більшості дефектів пов'язане з оксидними шарами або бульбашками, захопленими рідким металом. Таким чином вперше показано, що збільшення значення відношення вмісту Mn до Si в осьових сталях марок EA1N, OC і F сприяє збільшенню газонасиченості сталі і виникненню аномальних структур. При цьому чим нижче в сталі вміст C, тим при меншому значенні співвідношення Mn до Si відбувається утворення дефекту. Дійсно на ширину міждендритної відстані найбільший вплив має швидкість кристалізації, і в цьому дослідженні цим фактором був розмір дослідних зливків. Це положення є відомим і вже згадувалося в даній роботі (рис. 6) [24]. Зміна вмісту C, помітно не вплинула на морфологію і середній розмір дендритної структури за перерізом зливку. Деяке підвищення щільності дендритної структури на ділянці стовпчастої кристалізації можна пояснити особливостями травлення в пікраті натрію, оскільки підвищення вмісту C може дещо сильніше протравлювати відстань між гілками нижчих порядків (рис. 7).

Варто зазначити, що під середнім розміром передбачалося вимірювання товщини дендриту (його плеча) і міждендритного простору. Наявність міждендритних ділянок залишалася постійною для всіх дослідних зливків і становила близько 33-37%.

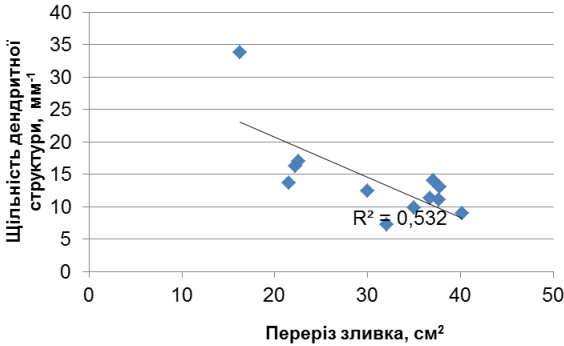


Рисунок 6 –  
Щільність дендритної структури в залежності від перерізу зливка [23].

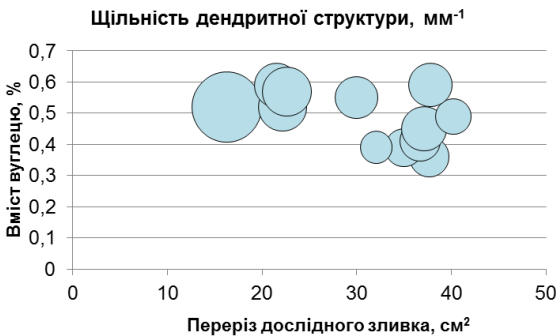


Рисунок 7 – Вплив розміру зливка та вмісту С на щільність дендритної структури осьової сталі.

У сталі марки EA1N при співвідношенні Mn до Si більше п'яти спостерігалася зміна морфології дендритної структури (рис. 8). При цьому середні розміри міждендритної відстані не змінилися. Дендритна структура з високим значенням співвідношення Mn до Si характеризується нерівномірним розміром дендритних осередків та більш округлою формою дендритних гілок (комірками). Стовпчаста спрямованість менше виражена. Розташування мікролікваційних ділянок неоднорідне, часто зустрічається мікроскупчення лікватів. Крім цього саме в цих зливках зі сталі марки EA1N спостерігалася максимальна зона зворотної ліквації. Підвищення щільності дендритної структури при збільшенні відношення Mn/Si не можна трактувати як остаточний висновок, в зв'язку невеликої кількості зразків, і це питання потребує додаткового дослідження (рис. 9).

Застосування таких малих злитків з вуглецевої сталі для виготовлення природно залізничних осей не знаходить застосування в промислових умовах, тому на перший погляд вивчення пористості, ділянки підвищеної загазованості, або, як називаємо його в даній роботі «зони зворотної ліквації» не має практичного інтересу. Тим більше розкислювальна дія

базових легуючих елементів в сталі цілком зрозуміле і вивчене явище. При більш низькому вуглецю вміст газів в сталі вище, що пов'язано і зі зміною співвідношення марганцю і кремнію. Оскільки кремній сильніший розкислювач знижує загазованість сталі, зменшує центральну область підвищеної пористості і знеуглецюваності. І все ж також відомо, наскільки макроліквація тісно пов'язана з мікроліквацією, з проявами спадковості структури сталі. Можна зробити висновок, про більший вміст газів в самих сталях.

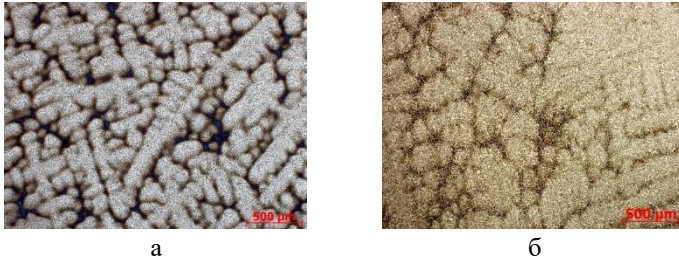


Рисунок 8 – Дендритна структура дослідних зливок зі сталі марки EA1N з різним співвідношенням вмісту Mn та Si: а – Mn/Si=1,85, б – Mn/Si=5.

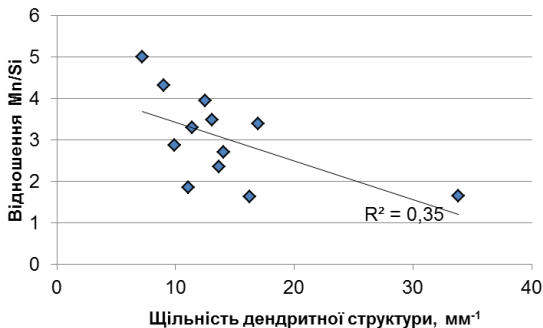


Рисунок 9 – Вплив співвідношення вмісту Mn до вмісту Si у складі вуглецевої сталі на щільність її дендритної структури.

При розгляді результатів даної роботи необхідно виходити з таких положень:

Вивчаються в роботі процеси утворення макроліквації, те що вивчалось в даній роботі тісно пов'язано з мікроліквацією і неоднорідністю, особливо в ділянках з'єднання верхівок дендритів, гілок різного порядку. Тобто. у всіх ділянках, де була підвищена кількість газів.

Зміна співвідношення марганцю і кремнію відбувалася в межах марочного складу сталей для виготовлення залізничних осей. І така відмінність у структурі, формування різного типу неметалевих включень Кількісно визначали мікроструктуру і включення компактних розтягнутих

зразків з найбільшими відмінностями у в'язкості руйнування кожного колеса; було виявлено, що неоднорідний розподіл типу, кількості та розміру включень погіршував ударну в'язкість різною мірою, що призводило до розкиду значень в'язкості руйнування. [24], структури біля них буде транслюватися і на більш великих виробках, і впливати самим безпосереднім чином на властивості.

Наявність структурної неоднорідності знижує механічні властивості [25].

Однак варто розглянути дані ділянки після травлення в пікраті натрію. Тут також ці області не травляться незважаючи на те, що суміжні області відрізняються підвищеною травимістю і якісно можна судити про високий вміст кремнію в цій частині. Якщо зневуглецьовані ділянки біля газових областей, високотемпературних тріщин вивчене явище, то мікс феритної бази з відсутнім кремнієм і значною кількістю неметалевих включень. Вуглець в даних злитках міститься на рівні 0,38-0,45% С., а в центральній частині, яка займає до 1/5 перерізу розташовується феритна зона з нерівномірним вмістом кремнію. При цьому області максимального і мінімального змісту кремнію (або вірніше практично відсутнього, судячи зі структури після травлення в пікраті натрія) виявляються суміжними.

Формування феритних ділянок біля неметалевих включень пов'язують саме з сульфідними включеннями марганцю. Однак в дане правило працює якщо сульфідні включення розташовуються між гілками одного порядку. І така структура частіше вирівнюється при проведенні нормалізації. Однак, як вже було показано в попередніх роботах, на стиках гілок другого і третього порядку виявляються ділянки чистого фериту. При цьому кореляції розмір сульфиду марганцю-розміру ободку - не виявлено.

Найнижчі значення мікротвердості мають ділянки з'єднання верхівок дендритних гілок, великі ділянки між гілками різних порядків. При цьому в цих ділянках (стик гілок) зосереджена найбільша кількість дрібних неметалевих включень. При цьому це не дрібні пори, а саме неметалічні, оскільки після деформації вони не змінили свої розміри і форму. Саме в цих ділянках відсутня перлітна складова або присутня в мізерно малій кількості, абсолютно нехарактерній для середньовуглецевої сталі.

## **Висновки**

Показано, що збільшення значення відношення вмісту Mn до Si в осевих сталях марок EAIN, OC і F сприяє збільшенню газонасиченості сталі і виникнення аномальних структур. При цьому чим нижче в сталі вміст С, тим при меншому значенні співвідношення Mn до Si відбувається утворення дефекту. Проведена аналогія формування макроструктури центральної частини зливка та особливостями формування феритних структур у ліквацийних ділянках. Визначені параметри, що впливають на морфологію дендритної структури.

**Перелік посилань**

1. Verhoeven J. D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels. *Journal of materials engineering and performance*. 2000. Vol. 9. No 3. P. 286-296.
2. Блантер М. Е. Теория термической обработки. Москва : Металлургия, 1984. 328 с.
3. Wu M., Kharicha A., Ludwig, A. Discussion on modeling capability for macrosegregation. *High Temperature Materials and Processes*. 2017. Vol. 36. No. 5. P. 531-539.
4. Hunkel M. Segregations in Steels during Heat Treatment—A Consideration along the Process Chain. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*. 2021. Vol. 76. No 2. P. 79-104. DOI: 10.1515/htm-2020-0006
5. Babachenko O. I., Domina K. H., Kononenko H. A., Dementieva Zh. A., Podolsky R. V., Safronova O. A. Influence of Cooling Rate at Hardening of Continuous Casting Blank on Parameters of Dendritic Structure of Carbon Steel with 0.54% C. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2021. Vol. 43. No 11. P. 1537-1551.
6. Бабаченко О. І., Балаханова Т. В., Сафронова О. А., Кононенко Г. А. Дослідження впливу співвідношення вмісту Si/Mn на дендритну структуру сталей для залізничних осей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2022. № 1. С. 6-12.
7. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Подольський Р. В., Сафронова О. А., Тараненко А. О. Структура та опір руйнуванню сталей у різних зонах залізничних осей. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2022. Т. 58. № 3. С. 124-129.
8. Babachenko O., Kononenko G., Domina K., Podolsky R., Safronova O. Investigation of hot plastic deformation of laboratory axial floats. *International scientific and technical conference Information technologies in metallurgy and machine building*. 2021. P. 12-16. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2021.01.002
9. 刘洋 王新华. 二冷区电磁搅拌对连铸板坯中心偏析的影响 *北京科技大学学报*. 2007. Vol. 29. No 6. P. 582-585.
10. Isik K., Gerstein G., Clausmeyer T., Nürnberger F., Tekkaya A. E., Maier H. J. Evaluation of Void Nucleation and Development during Plastic Deformation of Dual-Phase Steel DP600. *Steel research international*. 2016. Vol. 87. No. 12. P. 1583-1591.
11. Ali N., Zhang L., Sui Z., Zhou H., Zhang C., Nian Y. Spatial Characterization of Internal Defects in Medium Carbon Steel via X-Ray Computed Tomography. *Steel research international*. 2022. No. 93. P. 2100777. DOI: 10.1002/srin.202100777.
12. Lipton J., Kurz W., Trivedi R. Rapid dendrite growth in undercooled alloys. *Acta Metallurgica*. 1987. Vol. 35, No. 4. P. 957-964.
13. Brezocnik M., Župel U. Optimization of the continuous casting process of hypoeutectoid steel grades using multiple linear regression and genetic programming – An industrial study. *Metals*. 2021. Vol. 11. No. 6. P. 972.
14. Pikkarainen T., Vuorenmaa V., Rentola I., Leinonen M., Porter D. Effect of superheat on macrostructure and macrosegregation in continuous cast low-alloy steel slabs. *In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016. Vol. 117. No 1. P. 012064.
15. Réger M., Fábíán E. R., Tóth L. Centerline inhomogeneity of flat products. *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*. 2019. P. 1-11. DOI: 10.1088/1757-899X/572/1/012036

16. Hidalgo J., Celada-Casero C., Santofimia M. J. Fracture mechanisms and microstructure in a medium Mn quenching and partitioning steel exhibiting macrosegregation. *Materials Science and Engineering*. 2019. P. 766-777. DOI: 10.1016/j.msea.2019.03.055
17. Al Gahtani M. S. Formation of micro-structural banding in hot-rolled medium-carbon steel. *School of Mechanical, Materials and Mechatronics Engineering*. University of Wollongong. 2015. 190 p.
18. Sun W. W., Zurob H. S., Hutchinson C. R. Coupled solute drag and transformation stasis during ferrite formation in Fe-C-Mn-Mo. *Acta Materialia*. 2017. Vol. 139. P. 62-74.
19. Huang Y., Long M., Liu P., Chen D., Chen H., Gui L., Yu S. Effects of partition coefficients, diffusion coefficients, and solidification paths on macrosegregation in Fe-based multinary alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2017. Vol. 48. No 5. P. 2504-2515.
20. Миетинен Й., Коскенниiska С., Висури В. В. Термодинамические, кинетические и микроструктурные данные для моделирования затвердевания сплавов Fe-Al-Mn-Si-C. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2020. № 51. P. 2946-2962. DOI: 10.1007/s11663-020-01973-y
21. Бернштейн М. Л. *Атлас дефектов стали*. Москва: Металлургия, 1979. 185 с.
22. Scampone G., Pirovano R., Mascetti, S., Timelli G. Experimental and numerical investigations of oxide-related defects in Al alloy gravity die castings. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2021. No 117. P. 1-16. DOI:10.1007/s00170-021-07680-5
23. 鈴木章, 鈴木武, 長岡豊, 岩田至弘. 炭素含有量の異なる炭素鋼の2次デンドライトアームの間隔について. *日本金属学会誌*. 1968. Vol. 32. No 12. P.1301-1305.
24. Chen R., Li Z., Zhao X., Zhou S., Wang X., Da G., Zhang X., Zhang Q., Li X. The Scatter in Fracture Toughness of Two Different Pearlitic Railway Wheels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022. P. 1-11. DOI: 10.1007/s11665-022-06903
25. Rethinam A. Shivakumar D. Vinoo, Harish, L., Abhishek M.B, Ramana, G.V., Madhusudana R., Sah R, Manjini. S. Grain refinement of C-Mn steel through thermo-mechanical processing. *Journal of Engineering, Design and Technology*. 2015. No 13. P. 282-297. DOI: 10.1108/JEDT-03-2013-0022

## References

1. Verhoeven J. D. A review of macrosegregation induced banding phenomena in steels. *Journal of materials engineering and performance*. 2000. Vol. 9. No 3. P. 286-296.
2. Blanter M.E. *Teoriya termicheskoi obrabotki [Heat Treatment Theory]*. Moskva: Metallurhiya, 1984. 328.
3. Wu M., Kharicha A., Ludwig, A. Discussion on modeling capability for macrosegregation. *High Temperature Materials and Processes*. 2017. Vol. 36. No. 5. P. 531-539.
4. Hunkel M. (2021). Segregations in Steels during Heat Treatment—A Consideration along the Process Chain. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*. 2021. Vol. 76. No 2. P. 79-104. DOI: 10.1515/htm-2020-0006
5. Babachenko O.I., Domina K.H., Kononenko H.A., Dementieva Zh. A., Podolsky R.V., Sazonova O.A. Influence of Cooling Rate at Hardening of Continuous Casting



- Blank on Parameters of Dendritic Structure of Carbon Steel with 0.54% C. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2021. Vol. 43. No 11. P. 1537-1551.
6. Babachenko O.I., Balakhanova T.V., Safronova O.A., Kononenko G.A. Doslidzhennia vplyvu spivvidnoshennia vmistu Si/Mn na dendrytnu strukturu stalei dlia zaliznychnykh osei [Study of the influence of the Si/Mn content ratio on the dendritic structure of steels for railway axles]. *Novi materialy i tekhnologii v metalurhii ta mashynobuduvanni [New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering]*. 2022. No 1. P. 6-12.
  7. Babachenko O.I., Kononenko G.A., Podolskyi R.V., Safronova O.A., Taranenko A.O. Struktura ta opir ruinuvanniu stalei u riznykh zonakh zaliznychnykh osei [Structure and fracture resistance of steels in different zones of railway axles]. *Fyzyko-khimichna mekhanika materialiv [Physico-chemical mechanics of materials]*. 2022. Vol. 58. No 3. P. 124-129.
  8. Babachenko O., Kononenko G., Domina K., Podolskyi R., Safronova O. Investigation of hot plastic deformation of laboratory axial floats. International scientific and technical conference *Information technologies in metallurgy and machine building*. 2021. P. 1 2-16. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2021.01.002
  9. 刘洋 王新华. 二冷区电磁搅拌对连铸板坯中心偏析的影响 北京科技大学学报, 2007. Vol. 29. No 6. P. 582–585.
  10. Isik K., Gerstein G., Clausmeyer T., Nürnberger F., Tekkaya A. E., Maier H. J. Evaluation of Void Nucleation and Development during Plastic Deformation of Dual-Phase Steel DP600. *Steel research international*. 2016. Vol. 87. No 12. P. 1583-1591.
  11. Ali N., Zhang L., Sui Z., Zhou H., Zhang C., Nian Y. Spatial Characterization of Internal Defects in Medium Carbon Steel via X-Ray Computed Tomography. *Steel research international*. No. 93. P. 2100777. DOI: 10.1002/srin.202100777
  12. Lipton J., Kurz W., Trivedi R. Rapid dendrite growth in undercooled alloys. *Acta Metallurgica*. 1987. Vol. 35, No. 4. P. 957-964.
  13. Brezocnik M., Župrel U. Optimization of the continuous casting process of hypoeutectoid steel grades using multiple linear regression and genetic programming—An industrial study. *Metals*. 2021. Vol. 11. No. 6. P. 972.
  14. Pikkariainen T., Vuorenmaa V., Rentola I., Leinonen M., Porter D. Effect of superheat on macrostructure and macrosegregation in continuous cast low-alloy steel slabs. *In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016. Vol. 117. No 1. P. 012064.
  15. Réger, M., Fábíán, E.R., László T. Centerline inhomogeneity of flat products. *IOP Conference Series Materials Science and Engineering* (16–17 May 2019, Iasi, Romania). 2019. P. 1-11. DOI: 10.1088/1757-899X/572/1/012036
  16. Hidalgo, J., Celada-Casero, C., Santofimia, M.J. Fracture mechanisms and macrostructure in a medium Mn quenching and partitioning steel exhibiting macrosegregation. *Materials Science and Engineering*. 2019. P. 766-777. DOI: 10.1016/j.msea.2019.03.055
  17. Al Gahtani M. S. Formation of micro-structural banding in hot-rolled medium-carbon steel. School of Mechanical, *Materials and Mechatronics Engineering*. 2015. 190.
  18. Sun W. W., Zurob H. S., Hutchinson C. R. Coupled solute drag and transformation stasis during ferrite formation in Fe-C-Mn-Mo. *Acta Materialia*. 2017. Vol. 139. P. 62-74.

19. Huang Y., Long M., Liu P., Chen D., Chen H., Gui L., Yu S. Effects of partition coefficients, diffusion coefficients, and solidification paths on microsegregation in Fe-based multinary alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2017. Vol. 48. No 5. P. 2504-2515.
20. Miettinen J., Koskenniska S., Visuri V. V. Termodynamicheskiye, kinyeticheskiye y mykrostrukturnyye dannyye dlia modelirovaniya zatverdevaniya splavov Fe-Al-Mn-Si-C [Thermodynamic, kinetic and microstructural data for solidification modeling of Fe-Al-Mn-Si-C alloys]. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2020. No 51. P. 2946–2962. DOI: 10.1007/s11663-020-01973-
21. Bernstein M. L. Atlas defektov staly [Atlas of steel defects]. Moskva: Metallurhiya, 1979. 185 p.
22. Scampono G., Pirovano R., Mascetti, S., Timelli G. Experimental and numerical investigations of oxide-related defects in Al alloy gravity die castings. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2021. No 117. P. 1-16. DOI:10.1007/s00170-021-07680-5
23. 鈴木章, 鈴木武, 長岡豊, 岩田至弘. 炭素含有量の異なる炭素鋼の2次デンドライトアームの間隔について. *日本金属学会誌*. 1968. Vol. 32. No 12. P. 1301-1305.
24. Chen R., Li Z., Zhao X., Zhou S., Wang X., Da G., Zhang X., Zhang Q., Li X. The Scatter in Fracture Toughness of Two Different Pearlitic Railway Wheels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022. P. 1-11. DOI: 10.1007/s11665-022-06903
25. Rethinam A. Shivakumar D. Vinoo, Harish, L., Abhishek M.B, Ramana, G.V., Madhusudana R., Sah R, Manjini. S. (2015). Grain refinement of C-Mn steel through thermo-mechanical processing. *Journal of Engineering, Design and Technology*, 2015. No 13. P. 282-297. DOI: 10.1108/JEDT-03-2013-0022

**O. I. Babachenko**, D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID: 0000-0002-2869-3478  
**T. V. Balakhanova**, Ph. D. (Tech.), Senior Researcher, ORCID: 0000-0003-2493-218X  
**G. A. Kononenko**, D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID: 0000-0001-7446-4105  
**O. A. Safronova**, Junior Researcher, ORCID: 0000-0002-4032-4275  
**Zh. A. Dementieva**, Researcher

*Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine*

### **FORMATION OF THE MACROSTRUCTURE DEPENDING ON THE CITY AND THE RATIO OF THE MAIN COMPONENTS IN RAILWAY STEEL INGOTS**

**Summary.** The purpose of the work is to establish the influence of the basic elements of the chemical composition of steel for railway axles on the features of the formation of the primary structure. The problem of macrosegregation of alloying elements, which occurs during the solidification of a cast billet during continuous casting, remains relevant; it is the subject of countless experiments and theoretical judgments. A large percentage of these studies are devoted to carbon segregation, which is understandably highly relevant for the production of carbon steels. The relationship of processing, microstructure and properties indicates that the morphology and properties of the various

phases at the microscopic level are largely closely related to the macroscopic behavior of materials. Basic knowledge about the mechanism of segregation shows that this is a very complex effect and it is necessary to take into account a wide range of factors that affect the continuous casting process. Due to the limited solubility of individual elements in the crystal lattice of steel, during the solidification of the melt, the residual liquid is enriched, resulting in the formation of micro- and macrosegregations (segregations, heterogeneities). The aim of the work is to reveal the influence of chemical elements on the formation of reverse segregation. As part of this work, pilot batches of steel samples were made and analyzed, which are used for the manufacture of railway axles - steel grades OS according to DSTU 31334, F according to AAR M 101 and EA1N according to EN 13261. Separate emphasis was placed on the ratio of content in steel Si and Mn. The formation of the so-called "reverse segregation" zone, observed in the studied ingots, is most likely due to the contamination and gas contamination of steel. The nature of the formation of this zone coincides with the features of the formation of places of contact between the branches of higher-order dendrites. It is established that the presence of structural heterogeneity reduces the mechanical properties. It has been shown for the first time that an increase in the ratio of Mn to Si content in axial steels of the EA1N, OC, and F grades contributes to an increase in the gas saturation of the steel and the appearance of anomalous structures.

**Key words:** continuously cast billet, railway axis, reverse liquation, dendritic structure, segregation.

**For citation:** Formuvannia makrostruktury zalezno vid vmistu ta spivvidnoshennia osnovnykh komponentiv u zlyvkakh stali zaliznychnoho pryznachennia [Formation of the macrostructure depending on the city and the ratio of the main components in railway steel ingots] / O. I. Babachenko, T. V. Balakhanova, G. A. Kononenko, O. A. Safronova, Zh. A. Dementieva // *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*. 2022. Collection 36. P. 343-361. [In Ukrainian]. DOI: 10.52150/2522-9117-2022-36-343-361.

*Стаття надійшла до редакції збірника 25.10.2022 р.*

*Рекомендовано до друку редколегією збірника (Протокол № 5 від 20.12.2022 р.)*