

Особливості формування неоднорідних структур у вуглецевих сталях

Балаханова Т. В., кандидат технічних наук, старший науковий співробітник,
tatja.balhanova@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2493-218X>

Левченко Г. В., доктор технічних наук, професор, завідувач лабораторії,
<https://orcid.org/0000-0003-1173-5320>

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

Отримання однорідної структури та рівномірного розподілу фаз є запорукою високого комплексу механічних та експлуатаційних властивостей металопрокату. Однак на практиці не завжди вдається створити металопродукцію із зазначеними характеристиками. З метою визначення особливостей морфології структури металопрокату з вуглецевої сталі, проведено порівняльне дослідження зразків вуглецевої сталі з вмістом вуглецю 0,49 % та 0,2 % відібраних від гарячекатаних заготовок. Заготовки кожної групи було виготовлено в умовах одного підприємства, при близьких температурно-часових режимах деформаційної обробки. Головною відмінністю були способи виготовлення вихідних безперервнолитих заготовок.

У роботі показано, що при ідентичному нормованому хімічному складі сталі та однаковій деформаційно-термічній обробці, формування особливостей морфології структури гарячекатаного прокату відбувається по-різному. Можна припустити, що на ліквідацію, дифузійну рухливість елементів особливий вплив чинить вміст домішкових елементів і газів в сталі, що і призводить до різного типу структур в готовому металопрокаті. Ці відмінності спостерігаються у вуглецевих сталях з різним вмістом вуглецю. Зразок не вакуумованої осевої сталі марки ОС (0,49 % С) конвертерного виробництва має більш однорідну структуру без локальних ділянок скупчення перліту або фериту. Показано, що формування феритної оторочки в ділянках мікросегрегації відбувається не тільки біля сульфідів марганцю, але і виникає на тлі найдрібніших оксидних включень. У зразках електросталі, попри нижчий вміст сірки і загазованості сталі, спостерігається значна структурна неоднорідність, при цьому навколо сульфідів формується щільний шар перліту. Спостерігається відмінність її у сталі марки 20 (0,2 % С) різного способу виготовлення. У якісно розкисленій вакуумованій сталі структура більш рівномірна, локальних ділянок з різними розмірними характеристиками не виявлено. Розмір структурних елементів значно більший і структура являє собою в основному великі ділянки відманикетта. Оскільки велика кількість неметалевих включень і загазованість сталі не є позитивним фактором для забезпечення високого комплексу властивостей металопродукції, режими деформаційно-термічної обробки, застосовувані на сьогодні, вимагають коригування залежно від особливостей виплавки сталі.

Ключові слова: мікроструктурна неоднорідність, ферито-перлітна рядковість, механічні властивості, сульфід марганцю.

Для досягнення високої якості сучасних багатофазних сталей обов'язковою умовою є забезпечення однорідних механічних властивостей в кінцевому продукті, що визначається хімічним складом, чистотою сталі від шкідливих

Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів" 1'2022 53

домішок і рівномірністю структури. Не виникає жодного сумніву щодо впливу первинної дендритної та неоднорідності кінцевої структур, ліквідації елементів на комплекс механічних та експлуатаційних властивостей вуглецевих сталей [1-5]. Як правило, прогнозування структури металу на кінцевих етапах виготовлення металопрокату засноване на знаннях хімічного складу, параметрів первинної дендритної структури, геометричних розмірів і параметрів деформаційно-термічної обробки [1]. Аналіз сучасної літератури про вплив первинної структури на формування кінцевої зеренної та структурної неоднорідності, дозволив виділити наступні чинники:

- дендритна ліквідація (внутрішньокристалічна, мікросегрегації, хімічна неоднорідність, мікронеоднорідність) та вплив легувальних та домішкових елементів на дифузійну рухливість вуглецю;

- неметалеві включення, що розглядаються і як підкладка для зародження надлишкових фаз, і як частинки, що впливають на хімічну мікронеоднорідність навколо них;

- розмір вихідного зерна аустеніту, який залежить від температурно-часових параметрів кристалізації сталі та ступеню її деформації;

- ліквідація обробки – специфічна хімічна неоднорідність, сформована в процесі деформації при температурах нижче температурного порогу рекристалізації;

- особливість будови та властивості границь первинних зерен;

- забрудненість сталі газами (окисненість, загазованість).

Причиною, яка найчастіше зустрічається у наукових працях при обговоренні формування неоднорідної структури, є зміна стійкості аустеніту до розпаду при охолодженні після високотемпературного нагріву. Нерівномірне співвідношення елементів, які впливають на стабільність α -, γ -фази, зумовлює початок перетворення в певних мікроділянках в різний температурний інтервал і відповідно утворюється як нерівномірний розподіл фаз, так і нерівномірність зеренної структури. У сталях, що містять в основному кремній або інші елементи, що стабілізують ферит, виділення фериту відбувається у ділянках, багатих цими елементами, тому що в них підвищується температура A_{r3} . Якщо сталь легована марганцем або іншими елементами, що стабілізують аустеніт, то виділення фериту починається в збіднених цими елементами рядках, тому що ці елементи знижують температуру A_{r3} [3, 6-8]. У багатьох роботах першопричиною впливу хімічної неоднорідності вуглецевих сталей на структурну вказана ліквідація марганцю, який зміщує температуру A_{r3} та знижує дифузійну активність вуглецю [3, 9].

Однак його дія на формування структури кардинально змінюється за наявності в складі сталі сірки. У цьому випадку структурну неоднорідність (неоднорідний розподіл фаз) у прокаті зумовлюють сульфіди. Після їх «розкочування» в нитку (при деформації) поблизу включень утворюються області, збіднені вуглецем та/або марганцем [10]. Пояснюють це тим [3, 11], що у міждендритних ділянках зосереджена вища концентрація як марганцю, так і сірки. Під час зниження температури в аустенітній області, марганець концентрується більшою мірою у неметалевому включенні MnS , тим самим

Структура та фізико-механічні властивості

знижуючи його концентрацію біля включення. Таким чином безпосередньо навколо сульфідних включень відбувається зародження фериту, який під час свого розповсюдження відтісняє вуглець до протилежної зони, в результаті чого перліт з'являється в суміжній області.

Результати попередніх робіт [12, 13] показали, що навіть у разі виготовлення якісних вихідних безперервнолитих заготовок з низьким вмістом шкідливих домішок (водню, сірки, фосфору та ін.) та задовільними показниками макроструктури щодо осьової ліквіації та пористості (≤ 1 бала) кінцева структура готового прокату відрізняється значною неоднорідністю розподілу фаз і різнозернистістю. Слід зазначити, що попри низький вміст сірки (до 0,005 %), неметалеві включення також зустрічаються, хоча і в меншій кількості.

У роботі досліджено зразки вуглецевої сталі марки ОС близького хімічного складу, відібраних від гарячекатаних та термооброблених заготовок. Осьові заготовки були виготовлені в умовах одного підприємства, при близьких температурно-часових режимах деформаційної обробки. Головною відмінністю були саме способи виготовлення вихідних безперервнолитих заготовок (БЛЗ).

Хімічний склад зразків та основні їх характеристики наведені в таблиці 1.

Таблиця 1
Вихідні дані зразків шийки чорнових осей Ø 180 мм

Table 1
Initial data of the samples of the neck of the rough axes Ø 180 mm

Особливості виготовлення	Розмір вихідної БЛЗ, мм	Вміст елементів, мас. %								
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al
Електросталь, вакуумована	Ø 470	0,49	0,84	0,20	0,003	0,013	0,11	0,13	0,15	0,021
Конвертерна сталь, не вакуумована	335×400	0,491	0,78	0,27	0,006	0,014	0,01	0,01	0,01	0,029

З даних, наведених на рисунку 1 видно, що не вакуумована сталь конвертерного виробництва, більш забруднена кисневими включеннями, зустрічаються сульфідні включення різного типу. Однак цей зразок має більш однорідну структуру без локальних ділянок скупчення перліту або фериту. У зразках електросталі, попри нижчий вміст сірки і загазованість сталі, спостерігається значна неоднорідність. Це частково узгоджується з наявними даними про формування феритної оторочки біля сульфідних включень. Адже в конвертерній сталі ферит локально утворювався в ліквіаційних ділянках без видимої присутності сульфиду марганцю, проте спостерігається дрібний «розсип» оксидних включень. При цьому в електросталі, своєю чергою,

Структура та фізико-механічні властивості

присутні витягнуті сульфідні включення, без ободка фериту, оточені скупченнями перлітних ділянок (рис. 1 б). Можна припустити, що під час деформаційно-термічної обробки сталі відбулися зміни структури та/або складу неметалевого включення, що й призвело до іншого характеру формування структурних складових навколо нього. Така різниця в поведінці включень під час обробки, зокрема нагріву, можна пояснити відмінністю природи їх утворення в сталі.

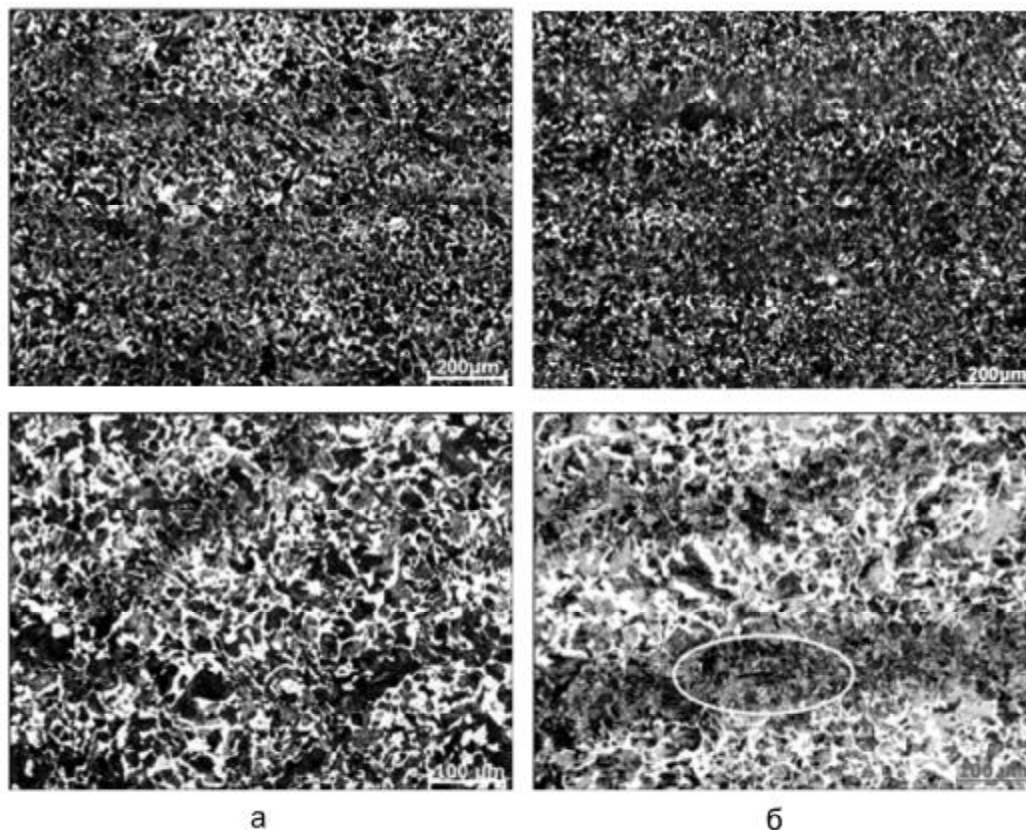


Рис. 1. Мікроструктури сталі марки ОС після деформації і нормалізації: а – не вакуумована конвертерна сталь ($\times 100$, $\times 200$); б – вакуумована електросталь ($\times 100$, $\times 200$).

Fig. 1. Microstructures of OS steel after deformation and normalization: a – non-vacuumized converter steel ($\times 100$, $\times 200$); b – vacuumized electric furnace steel ($\times 100$, $\times 200$).

Таким чином, у зразках більш «забрудненої» сталі відбувається видиме вирівнювання співвідношення частки фериту до перліту у ліквацийних ділянках і в ділянках без ліквації. Неметалеві включення, зокрема сульфідні, прийняті опорними точками для остаточного визначення ділянок ліквації. У ліквацийних ділянках конвертерної сталі сформовано набагато менше за розмірами зерно перліту порівняно зі зразками електросталі.

Слід зазначити, що електросталь характеризується високим ступенем розкиснення, низьким вмістом водню, і забрудненістю шкідливими домішками, такими як сірка і фосфор.

Структура та фізико-механічні властивості

Аналіз механічних властивостей показав збільшення міцнісних характеристик більш «чистого» металу (табл. 2).

Таблиця 2

Механічні властивості досліджуваних зразків сталі марки 45

Table 2

Mechanical properties of the studied samples of steel Grade 45

Особливості виготовлення	Границя плинності, МПа	Границя міцності, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %	Ударна в'язкість, Дж/см ²
Електросталь, вакуумована	422,5	737,5	23,25	47,5	54,5
Конвертерна сталь, не вакуумована	392,5	672,5	24,03	53,5	68

Це добре узгоджується з літературними даними та попередніми дослідженнями [4, 14]. Відносне подовження досліджуваних зразків металу знаходиться практично на одному рівні.

Привертає до себе увагу різниця у відносному звуженні та ударній в'язкості. Саме ці характеристики є найбільш структурночутливими величинами і їх зниження можливо пов'язане з неоднорідністю розподілу структурних складових, попри велику забрудненість конвертерної сталі неметалевими включеннями.

Подібна закономірність простежується і при формуванні структури низьковуглецевої сталі після деформаційно-термічної обробки (близьких режимів для обох зразків). Хімічний склад та розміри вихідних заготовок, а також ступінь деформаційної обробки наведені в таблиці 3.

Таблиця 3

Вихідні дані зразків трубних заготовок Ø 200 mm

Table 3

Initial data of samples of pipe blanks Ø 200 mm

Особливості виготовлення	Розмір вихідної БЛЗ, мм	Вміст елементів, мас. %								
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al
Вакуумована	Ø 430	0,21	0,41	0,22	0,004	0,006	0,014	0,008	0,009	0,005
Без вакуумації	335×400	0,19	0,61	0,24	0,002	0,017	0,04	0,02	0,03	0,045

Порівняння зразків сталі марки 20, після деформаційно-термічної обробки показало наступне. При конвертерному способі виробництва сталі без вакуумації спостерігається суттєва різнозернистість. При цьому дрібніше

зерна перліту формується в ліквацийних ділянках. У ділянках без ліквації (колишні дендритні гілки) сформовані великі ділянки відманштеттового фериту (рис. 2 а).

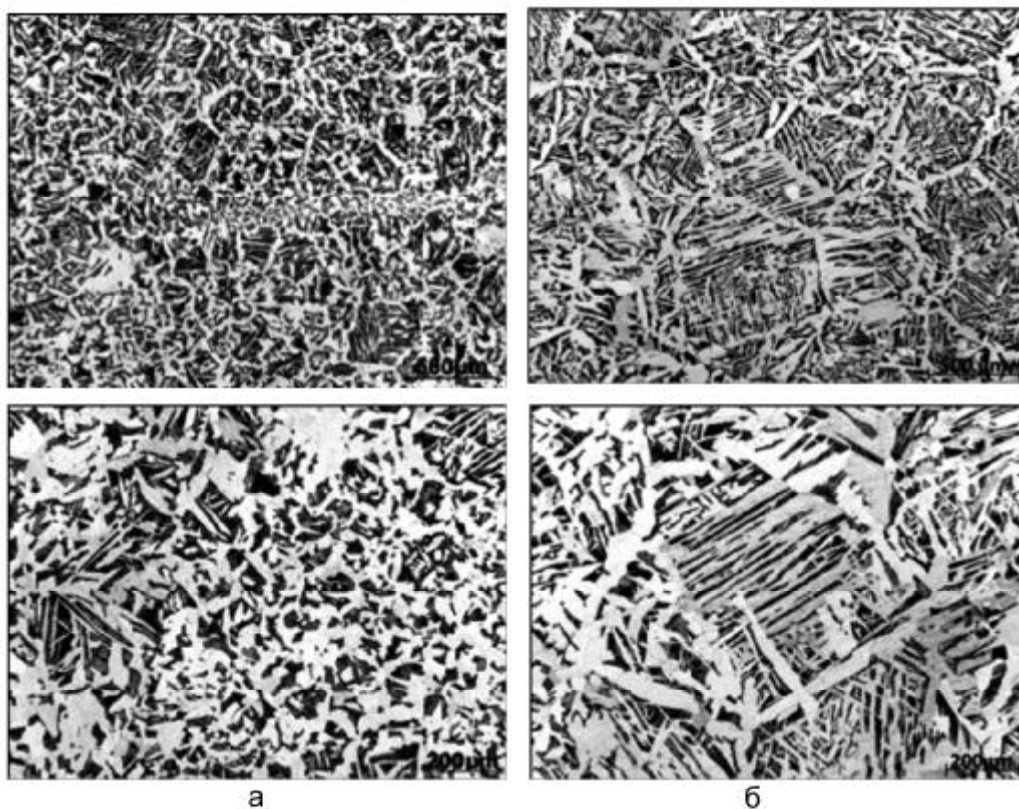


Рис. 2. Мікроструктури сталі марки 20 після деформації і нормалізації: а – сталь без вакуумзації ($\times 50$, $\times 100$); б – вакуумована сталь ($\times 100$, $\times 200$).

Fig. 2. Microstructures of steel Grade 20 after deformation and normalization: а – steel without vacuumizing ($\times 50$, $\times 100$); б – vacuumized steel ($\times 100$, $\times 200$).

У якісно розкисленій сталі, структура більш рівномірна, локальних ділянок з різними розмірними характеристиками не виявлено. Однак структура значно більша і представлена в основному великими ділянками відманштетта (рис. 2 б). Формування такої структури можливо пояснити зростанням зерна аустеніту за відсутності гальмівної дії частинок і зародженням алотріоморфних зерен фериту в збіднених вуглецем і марганцем ділянках [2].

У роботах відомих вчених, зокрема Дж. Краусса та Дж. Верховена [2, 3, 6, 7], показано істотний вплив на формування рядкової структури саме сульфідних включень. Пояснюється це тим, що формування з'єднань MnS відбувається в аустенітній області, а оскільки напрям ліквації як марганцю, так і сірки відбувається в одному напрямку, виникнення сульфідів спричиняє збіднення марганцем тих мікрооб'ємів, де його була переважна кількість. І тому формується феритний шар саме у ліквацийній

ділянці. Але в досліджуваних сталях кількість сірки була майже однаковою, контрольований хімічний склад також мав близьке значення. Різниця була лише в способі виготовлення та обробки рідкої сталі.

Ймовірними причинами формування вказаних особливостей структури можна вважати наявність надзвичайно малих кисневих неметалевих включень, або особливий різновид сульфідних включень. Як відомо, існує декілька типів сульфідних включень, формування яких певною мірою пов'язано зі ступенем розкиснення сталі [15, 16]. Однак у наявній літературі при поясненні особливостей формування неоднорідної структури не враховується тип сульфідних включень, який істотно залежить від вмісту кисню в сталі, а також відсутні дані про вплив кисневих включень, у тому числі найдрібніших.

Прогнозування механічних властивостей металу, а також його технологічності вимагає додаткових досліджень, оскільки велика відманштеттова структура має низькі пластичні властивості і схильна до утворення грубокристалічного зламу і швидкого поширення тріщини [17]. Відомим фактом також є те, що велика забрудненість неметалевими включеннями, дія газів і нерівномірність структури суттєво знижують показники якості металу.

Короткий огляд показав, що ступінь і характер впливу первинної структури (ліквації та геометричних параметрів литої структури) при використанні різних технологічних схем виробництва безперервнолитих заготовок різного перерізу на формування кінцевої структури істотно відрізняються. Визначено, що формування феритної оторочки в ділянках мікросегрегації марганцю відбувається не тільки біля великих сульфідів марганцю, але й виникає на тлі найдрібніших неметалевих включень. Всі процеси збереження деяких особливостей будови первинної структури більшою мірою засновані на успадкуванні розподілу елементів будови, не лише таких як макродефекти та ліквація, але й особливостей розподілу деяких малих частинок, зміст і характер розподілу яких залежить в першу чергу від особливостей виробництва безперервнолитих заготовок. Застосування однакових режимів деформаційно-термічної обробки для сталі, що виготовлена на різних підприємствах, опираючись лише на дані сертифікатів якості та норм, що вказані у відповідних документах, не гарантує отримання високоякісної металопродукції. Існуючі режими деформаційної та кінцевої термічної обробки вимагають коригування залежно від особливостей виплавки сталі.

Література

1. Ennis B. L. et al. The role of aluminium in chemical and phase segregation in a TRIP-assisted dual phase steel // *Acta Materialia*. – 2016. – Т. 115. – С. 132-142. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.046>.
2. Verhoeven J. Banding: Microsegregation-Induced // *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*. – CRC Press, 2016. – С. 320-330. <https://doi.org/10.1081/E-EISA-120052346>.

3. Majka T. F., Matlock D. K., Krauss G. Development of microstructural banding in low-alloy steel with simulated Mn segregation // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2002. – Т. 33. – №. 6. – С. 1627-1637. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0172-8>.
4. Левченко Г. В., Балаханова Т. В., Борисенко А. Ю. и др. Наследственное влияние дендритной структуры на размер зерна непрерывнолитых заготовок из среднеуглеродистой стали // *Металл и литье Украины*. – 2017. – № 11-12 (294-295). – С. 25-33.
5. Гребнев Ю. В. и др. Влияние микрохимической неоднородности на перлитно-ферритную структуру и свойства литой среднеуглеродистой стали // *Journal of Advanced Research in Technical Science*. – 2017. – №. 5. – С. 49-52.
6. Металлография железа. Том II. «Структура сталей» (с атласом микрофотографий) / Под. ред. Ф. Н. Тавадзе. – М.: Металлургия, 1972. – 284 с.
7. Krauss G. Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steels // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2003. – Т. 34. – №. 6. – С. 781-792. <https://doi.org/10.1007/s11663-003-0084-z>.
8. Гуляев А.П. Металловедение. – Москва: Металлургия, 1978. – 646 с.
9. Хлыбов А. А., Ворожева Е. Л. Влияние исходной литой структуры на качество горячекатаного проката доэвтектоидной стали // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. – 2021. – Т. 19. – №. 1. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2021-19-1-48-59>.
10. Кудря А. В. и др. Оценка неоднородности качества листовых сталей // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 2008. – №. 11. – С. 30-37. <https://doi.org/10.3103/S0967091208110077>.
11. Verhoeven J. D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels // *Journal of materials engineering and performance*. – 2000. – Т. 9. – №. 3. – С. 286-296. <https://doi.org/10.1361/105994900770345935>.
12. Левченко Г. В. и др. Обеспечение качества железнодорожных осей, изготовленных из непрерывнолитых заготовок различного сечения // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2016. – №. 1. – С. 29-33.
13. Балаханова Т. В., Левченко Г. В., Борисенко А. Ю. Прояв структурної спадковості та її вплив на властивості гарячекатаних трубних заготовок різного діаметру // *Металознавство та обробка металів*. – 2020. – №. 1. – С. 19-26. <https://doi.org/10.15407/mom2020.01.019>.
14. Isavand S., Assempour A. Effects of Microstructural Morphology on Formability, Strain Localization, and Damage of Ferrite-Pearlite Steels: Experimental and Micromechanical Approaches // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2021. – Т. 52. – №. 2. – С. 711-725. <https://doi.org/10.1007/s11661-020-06115-2>.
15. Малиночка Я. Н., Ковальчук Г. З. Сульфиды в сталях и чугунах. – Москва: Металлургия, 1988. – 248 с.
16. Пирожкова В. П. и др. Атлас микроструктур неметаллических включений, под ред. д-ра техн. наук, проф. В. В. Лунёва. – Запорожье: Днепровский металлург, 2012. – 165 с.
17. Kadoi K. et al. Relationship between solidification sequence and toughness of carbon steel weld metal // *Materials Characterization*. – 2020. – Т. 165. – С. 110-402. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110402>.

References

1. Ennis B. L., Jimenez-Melero E., Mostert R., Santillana B., Lee P. D., *Acta Materialia*, 2016, No. 115, pp. 132-142 [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.046>.
2. Verhoeven J. (2016). Banding: Microsegregation-Induced. In *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys CRC Press*, 2016, pp. 320-330 [in English]. <https://doi.org/10.1081/E-EISA-120052346>.
3. Majka T. F., Matlock D. K., Krauss G., *Metallurgical and Materials Transactions*, 2002, A, 33(6), pp. 1627-1637 [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0172-8>.
4. Levchenko G. V., Balakhanova T. V., Borisenko A. Iu., Mospan V. V., *Metal and casting of Ukraine*, 2017, No. 11-12 (294-295), pp. 25-33 [in Russian].
5. Grebnev Yu. V., Karpova E. Yu., Eliseev S. V., Efishov S. A., *Journal of Advanced Research in Technical Scienc*, 2017, No. 5, pp. 49-52 [in Russian].
6. Metallografiia zheleza. Tom II. Struktura stalei (s atlasom mikrofotografii) (Metallography of iron. Vol. II. Structure of steels (with atlas of microphotographs)) Ed. by. F. N. Tavadze. Moscow: Metallurgii, 1972, 284 p. [in Russian].
7. Krauss G., *Metallurgical and Materials Transactions*, 2003, No. 34(6), pp. 781-792 [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11663-003-0084-z>.
8. Guliaev A. P. *Metallovedenie*, Moskva, Metallurgii, 1978, 646 p. [in Russian].
9. Khlybov A.A., Vorozheva E.L., *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova*, 2021, vol. 19, No. 1, pp. 48-59, [in Russian]. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2021-19-1-48-59>.
10. Kudrya A. V., Sokolovskaya E. A., Salikhov T. Sh., Ponomareva M. V., Skorodumov S. V., Glukhov M. G., *Steel in Translation*, 2008, Vol. 38. No. 11, pp. 910-916 [in Russian]. <https://doi.org/10.3103/S0967091208110077>.
11. Verhoeven J. D., *Journal of materials engineering and performance*, 2000, 9(3), pp. 286-296 [in English]. <https://doi.org/10.1361/105994900770345935>.
12. Levchenko G. V., Balakhanova T. V., Nefedeva E. E., Mospan V. V., Antonov Iu. G., Medinskii G. A., *Metallurgicheskai i gornorudnaia promyshlennost*, 2016, 1, pp. 29-33 [in Russian].
13. Balakhanova T., Levchenko H., Borysenko A., *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2020, 93, pp.19-26 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/mom2020.01.019>.
14. Isavand S., Assempour. A., *Metallurgical and Materials Transactions*, 2021, A, 52(2), pp. 711-725 [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11661-020-06115-2>.
15. Malinochka Ia., N., Kovalchuk G. Z. *Sulfidy v staliakh i chugunakh*, Moscow, Metallurgii, 1988, 246 p. [in Russian] .
16. Pirozhkova V. P., Yatsenko M. Yu., Lunev V. V., Grishchenko S. G., *Atlas of the Microstructures of Nonmetallic Inclusions*, Zaporozh'e, Dneprovskii Metallurg, 2012, 165 p. [in Russian].
17. Kadoi K., Nakata Y., Inoue H., Saruwatari S. *Materials Characterization*, 2020, 165, p. 110-402 [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110402>.

Одержано 03.02.22

Balakhanova T. V., Levchenko G. V.

Peculiarities of the formation of heterogeneous structures in carbon steels

Summary

Obtaining a homogeneous structure and uniform-phase distribution is critical to a high set of mechanical and operational properties of rolled metal. However, in practice it is not always possible to create metal products with the specified characteristics. In order to determine the morphological features of the structure of rolled carbon steel, a comparative study of carbon steel samples with a carbon content of 0.49 % and 0.2 % selected from hot-rolled billets was carried out. The billets of each group were produced under the conditions of the same enterprise, with close temperature-time modes of deformation processing. The main difference was in manufacturing processes of the output continuous cast steel billets. This research shows that with identical normalized chemical composition of steel and the same thermomechanical treatment, the formation of the morphological structure features of hot-rolled steel occurs in a different way. Therefore, we can assume that the liquation, the diffusive mobility of elements is particularly influenced by the content of impurity elements and gases in steel, which leads to a different type of structures in the finished rolled metal. At the same time, these differences are observed in carbon steels with different carbon content. A sample of non-vacuumed OC grade axle steel (0.49 % C) from converter steelmaking has a more homogeneous structure without local areas of pearlite or ferrite accumulation. It was shown that the formation of ferrite rim in the microsegregation areas occurs not only in manganous sulfides, but also arises on the background of the smallest oxide inclusions. There is significant structural heterogeneity in the samples of electric steel, despite the lower sulfur content and gassiness of steel; at the same time, a dense pearlite layer is formed around the sulfides. There is also a difference in steel grade 20 (0.2 % C) of different manufacturing processes. The structure is more homogeneous in qualitatively deoxidized vacuum degassed steel; no local areas with different dimensional characteristics were detected. The size of the structural elements is much larger and the structure has mostly large sections of the Widmanstätten ferrite. Since a large number of non-metallic inclusions and gassiness of steel is not a positive factor for providing a high set of properties of metal products, the modes of thermomechanical treatment used today require adjustments depending on the characteristics of steel melting.

Keywords: microstructural heterogeneity, ferritic-pearlitic banding, mechanical properties, manganous sulfides.