



Metallurgical reasons of metal breakage at wire drawing, connected with microstructure of rolled wire, are examined.

А. М. НЕСТЕРЕНКО, ИЧМ НАН Украины,

А. Б. СЫЧКОВ, Восточно-Европейский металлургический дивизион ОАО «Мечел»,

С. Ю. ЖУКОВА, СЗАО «Молдавский металлургический завод»

УДК 669.

МЕТАЛЛОВЕДЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ОБРЫВНОСТИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ КАТАНКИ ИЗ СТАЛИ СВ-08Г2С

В ряде работ [1–9] приведены результаты разработки в условиях СЗАО «ММЗ» рационального химического состава стали и технологических режимов термомеханической разупрочняющей обработки в потоке на линии Stelmor катанки повышенной деформируемости для глубокого прямого (деформация без начальной, промежуточной, окончательной термических обработок с суммарной степенью до 97,8%) волочения из низкоуглеродистой кремнемарганцевой стали Св-08Г2С. Эти результаты сводятся к следующему.

1. Применение специальных технологических процессов при производстве, внепечной обработке и непрерывной разливке стали: обработка металла на установках печь-ковш, вакууматоре камерного типа, полная защита разливаемой струи от вторичного окисления на МНЛЗ, электромагнитное перемешивание этой струи в кристаллизаторе.

2. Ограничение содержания в стали упрочняющих химических элементов в пределах марочного состава: $C - \leq 0,07\%$; $Mn - 1,75-1,85$; $C_s - \leq 0,551\%$; $(C_s - C + Mn/5 + Si/7 + (Cr + Ni + Cu)/12)$; $Mn_3 - \leq 2,100\%$ ($Mn_3 - Mn + (C + Si)/3 + Cr/5 + Cu/9$); $V - \approx 0,006-0,010\%$; $V/N - \approx 0,8\%$. Пластифицирующее действие бора заключается в выводе им азота из твердого раствора в виде мелкодисперсного нитрида бора BN, что предопределяет уменьшение микродеформации (МКД) кристаллической решетки, снижает плотность дислокаций и превращает сталь в нестареющую.

3. Обеспечение низкой скорости охлаждения ($V_{\text{охл}} \approx 0,2$ °C/c) витков катанки под теплоизолирующими крышками участка воздушного охлаждения линии Stelmor, что обуславливает уменьшение количества бейнито-мартенситных участков (БМУ) микроликвационного (дендритного) происхожде-

ния с 40% (при скорости охлаждения порядка 3,5–2,0 °C/c) до 5%.

4. Предел прочности катанки (σ_B) – не более 500 Н/мм², относительное сужение (Ψ) – не менее 75%.

Так как сталь Св-08Г2С относится к классу феррито-мартенситных [10] и наличие БМУ наблюдается даже при самой низкой скорости охлаждения, что подтверждается термокинетической диаграммой (ТКД) [5, 11, 12], то естественно наблюдается их наличие и в катанке СЗАО «ММЗ». Однако анализ ТКД показывает, что возможно при длительной (более 1000 с) изотермической и даже квазиизотермической ($V_{\text{охл}} \leq 0,1$ °C/c) выдержке при температуре 550–600 °C исключить формирование БМУ в стали и иметь чисто феррито-перлитную структуру. Обеспечение этого требует реконструкции линии Stelmor с установкой электроподогревателей и циркуляционных вентиляторов.

Тем не менее, имеющиеся случаи разрушения (обрывности) катанки-проволоки в процессе волочения обусловлены рядом причин как металлургического, так и метизного происхождения. В настоящей статье рассмотрены только металлургические причины обрывности металла при волочении, связанные с микроструктурой катанки. Как правило, разрушение металла при волочении происходит на границе раздела «белой» фазы с ферритной матрицей (рис. 1), где формируются макротрещины. Как показал микрорентгеноспектральный анализ (МРСА), «белая» фаза представляет собой БМУ. В зависимости от химического состава стали и схемы производства ($V_{\text{охл}}$ катанки) в катанке формируются БМУ в большом количестве (до 40% при высоких скоростях охлаждения) с микротвердостью порядка 300–750 НВ, при более низкой



Рис. 1. Разрушение катанки при волочении в местах структурных «белых» пятен

скорости охлаждения ($V_{\text{охл}} \leq 5,5 \text{ }^\circ\text{C/c}$) и рациональном химическом составе стали мартенсит не образуется, наблюдаются только участки бейнита различного типа (от верхнего до нижнего) с микротвердостью $HV \leq 300$ ед.

Формирование БМУ напрямую связано с микроликвацией химических элементов С, Mn, Si (рис. 2). На рис. 2, 3 показано распределение БМУ и основных упрочняющих элементов (С, Mn, Si) в сталях Св-08Г2С (СЗАО «ММЗ») и SG-2 (Oti Martin, Италия) по поперечному сечению катанки диаметром 5,5 мм. Исследование проводили при помощи как оптической, так и растровой электронной микроскопии. Сравнение рис. 2, 3 показывает, что имеется некоторое различие между распределением БМУ и распределением углерода, марганца и кремния по поперечному сечению катанки. Так, максимальное количество БМУ наблюдается в центральной зоне катанки. По мере приближения к периферийным зонам количество БМУ уменьшается и в поверхностной зоне глубиной до 0,5 мм эти структуры практически отсутствуют. Распределение же упрочняющих элементов (С, Mn, Si), обусловленное дендритной ликвацией, не имеет (за исключением кремния) явно выраженного максимума в центральной зоне. Поэтому образование БМУ в катанке из стали Св-08Г2С вызвано недостаточно медленным охлаждением ее на линии Stelmog и микроликвационными процессами, что негативно влияет на деформируемость катанки-проволоки.

Как уже отмечалось, в немалой степени количество БМУ определяется скоростью охлаждения катанки на линии Stelmog, которая определяется также и конструкцией участка воздушного охлаж-

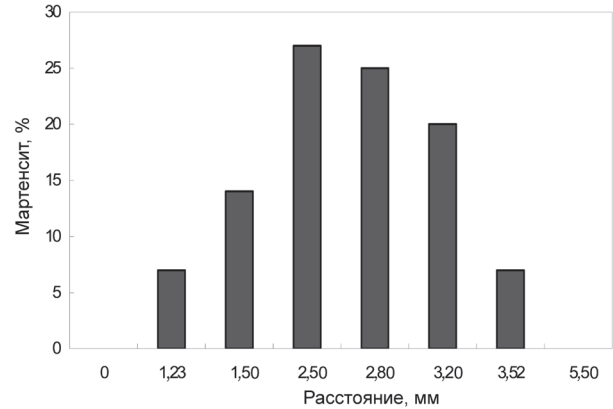


Рис. 2. Распределение БМУ по поперечному сечению катанки диаметром 5,5 мм из стали Св-08Г2С

дения этой линии. На СЗАО «ММЗ» на первом этапе технологических разработок применительно к проектной «короткой» линии Stelmog технологический режим включал раскладку катанки из микролегированной бором стали Св-08Г2С на витки при температурах 950–980 °С и последующую транспортировку витков по сетчатому транспортеру со скоростью 0,2–0,5 м/с ($V_{\text{охл}} \approx 2,0\text{--}3,6 \text{ }^\circ\text{C/c}$). Однако уровень показателей высокопластичной

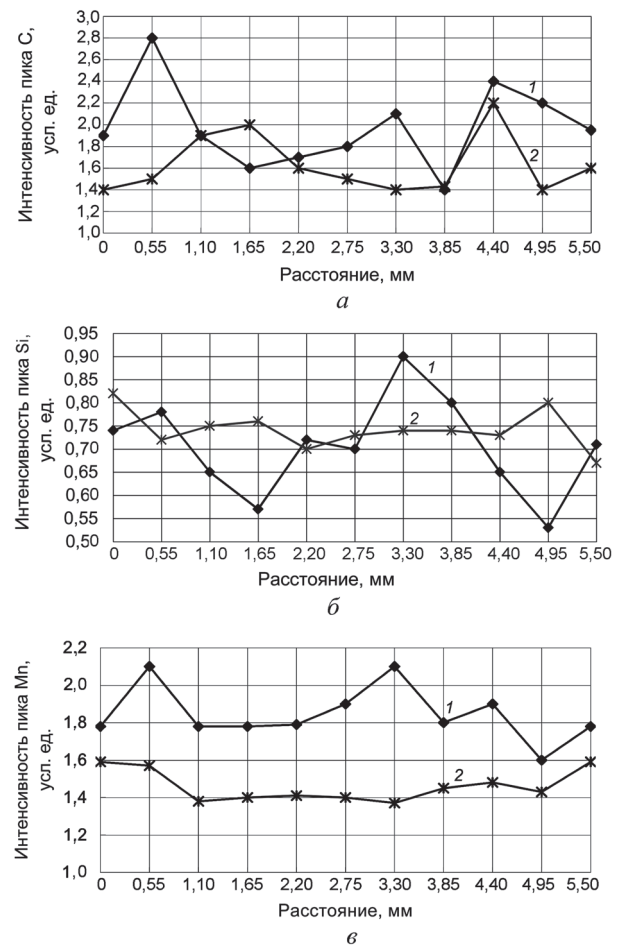


Рис. 3. Распределение углерода (а), кремния (б) и марганца (в) по диаметру катанки из стали Св-08Г2С (СЗАО «ММЗ») (1) и SG-2 (Италия) (2)

катанки ведущих западноевропейских фирм не достигался, наблюдалась также значительная обрывность такой катанки при волочении. После реконструкции линии Stelmor [13], заключающейся в превращении участка воздушного охлаждения в «длинный» Stelmor, была разработана эффективная технология двустадийного охлаждения катанки сварочного назначения. Эта технология включала в себя температуру металла на виткоукладчике 980–1000 °С, скорость транспортирования витков по роликовому транспортеру под теплоизолирующими крышками 0,09–0,12 м/с без применения вентиляторного воздуха, которая обеспечила требуемый уровень механических свойств (σ_B – не более 500 Н/мм², Ψ – не менее 75%) и высокую технологичность переработки катанки в проволоку (хорошую удаляемость окалины механическим способом, низкую обрывность, блестящую омедненную поверхность готовой проволоки).

Анализ обрывности катанки-проволоки показывает следующее.

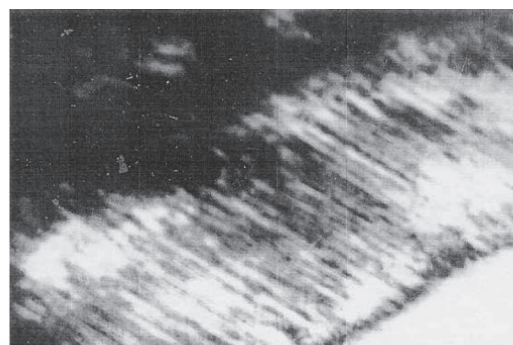
На «короткой» линии Stelmor в катанке формируется структура, типичная для двухфазных сталей [10], состоящая из полигонального феррита с зерном 9–10-го номера (ГОСТ 5639), островков с упрочняющей бейнито-мартенситной фазой, объем которой составляет 15–20%. Применение метода трансмиссионной микроскопии фольг, препарированных из образцов исследуемой катанки, на электронном

микроскопе ЭМ 125 позволило установить следующее. Определено, что полигональный феррит стали Св-08Г2С в исследуемой катанке имеет невысокую плотность дислокаций порядка $(3–6) \cdot 10^9$ см⁻². Как видно из рис. 4, упрочняющая фаза стали Св-08Г2С представляет собой дислокационный мартенсит с высокой (порядка $10^{11}–10^{12}$ см⁻²) плотностью дислокаций. Наряду с пластинами-квазииглами (рис. 4, а) в структуре мартенсита выявлены микродвойниковые участки (рис. 4, б), взаимная ориентация кристаллов которых описывается согласно расшифровке соответствующими микроэлектроннограммами (МЭГ, рис. 4, в) ориентировкой $[113]_{\text{матр.}} // [131]_{\text{двойн.}}$. Кристаллы микродвойников упруго напряжены, о чем свидетельствует наличие на МЭГ тяжей, перпендикулярных плоскости двойников (рис. 4, в). Наличие в структуре стали Св-08Г2С участков дислокационного мартенсита с высокой плотностью дислокаций и упруго-напряженными микродвойниками собственно и определяет наблюдаемое для исследуемой катанки сочетание повышенных прочностных свойств ($\sigma_B = 650–750$ Н/мм²) и низкую деформационную способность такой катанки. Уже при волочении в проволоку 4–2 мм наблюдается высокая обрывность.

Структура катанки из стали Св-08Г2С, прошедшей обработку по оптимизированному режиму на «длинной» линии Stelmor, является мультифазной и состоит из того же полигонального феррита



М, $\rho = 10^{11}–10^{12}$ см⁻² Ф, $\rho = 3–6 \cdot 10^9$ см⁻²
а



Микродвойники с ОС $[113]_{\text{матр.}} // [131]_{\text{дв}}$
б



Микроэлектроннограмма участка структуры с микродвойниками
в

Рис. 4. Микроструктура (а, б) и электронная дифракция (в) образцов фольг из стали Св-08Г2С после обработки катанки на линии «короткой» Stelmor: а – $\times 25\,000$; б – $\times 50\,000$

9–10-го номера и мартенсита, бейнита, перлита в виде отдельных островковых включений или островков перлита в комплексе с мартенсито-бейнитными кристаллами. Общий объем перлита и мартенсито-бейнита составляет около 20%, доля перлита при этом – от 6 до 18%. Методом электронной микроскопии фольг определено, что, как и в случае «короткого» Stelmor, полигональный феррит в стали Св-08Г2С исследованной катанки характеризуется невысокой (но меньшей, чем в случае «короткого» Stelmor) плотностью дислокаций порядка $(2-4) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Межзеренные границы грубые, имеют высокую взаимную разориентацию и не содержат выделений. Субзеренные границы наблюдаются редко, а единичные дислокации просматриваются отчетливо. Наблюдающийся в стали мартенсит имеет высокую плотность дислокаций ($10^{11}-10^{12} \text{ см}^{-2}$) и по типу строения относится к дислокационному [14–16].

Характерным является наличие в кристаллах мартенсита микродвойников (рис. 5, а). Дифракционная картина, полученная от приведенных на рис. 5, а кристаллов мартенсита (рис. 5, б), свидетельствует о том, что между матрицей и кристаллами микродвойника реализуется ориентационное соотношение вида $[110]_{\text{матр}} // [-110]_{\text{двойн}}$.

В структуре бейнитных участков различаются пластины α -фазы (феррита) толщиной 0,15–0,25 мкм и тонкие толщиной 0,01–0,05 мкм, в поперечном сечении прерывисто-вытянутые выделения цемента, расположенные под определенными углами к габитусным кромкам пластин α -фазы (рис. 5, в). Расшифровка соответствующей МЭГ (рис. 5, г) показала, что между α -фазой и цементитом

наблюдается ориентационное соотношение $[320]_{\alpha} // [100]_{\text{ц}}$.

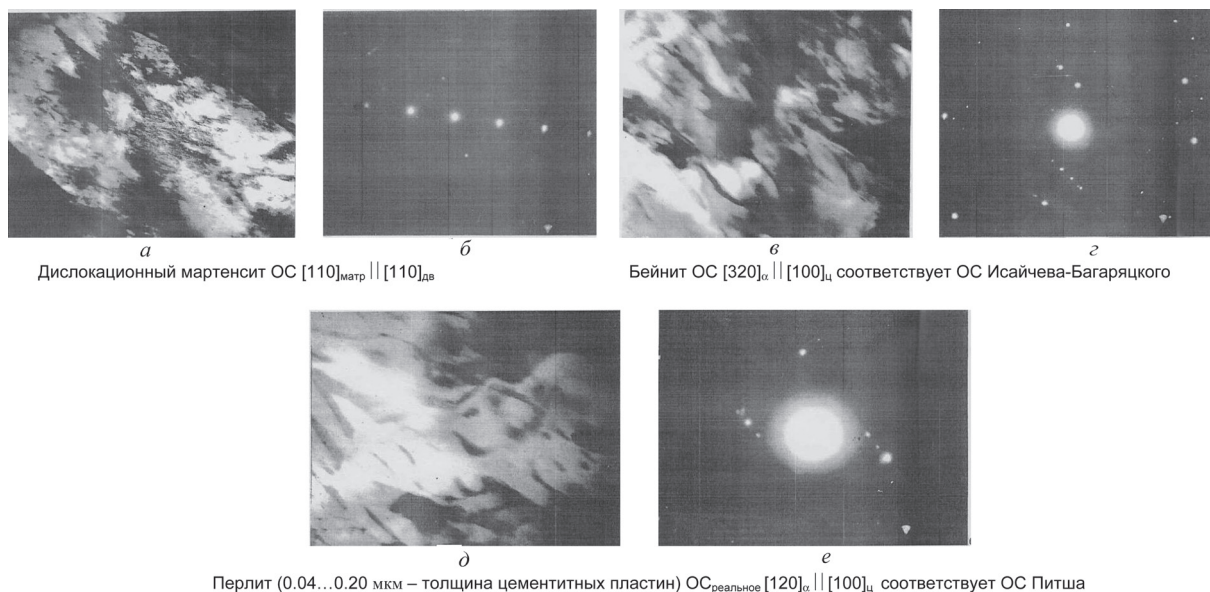
Согласно [15, 16], кристаллографическая припасовка α -фазы (феррита) и цементита в структурах диффузионного (перлит) и сдвигово-диффузионного (бейнит) типов описывается соответственно соотношениями Питша:

$$\begin{aligned} [100]_{\text{ц}} // [3-1\bar{1}]_{\text{ф}}, \\ [010]_{\text{ц}} // [131]_{\text{ф}}, \\ [001]_{\text{ц}} // [2-\bar{1}-\bar{5}]_{\text{ф}} \end{aligned} \quad (1)$$

и Исайчева – Багаряцкого:

$$\begin{aligned} [100]_{\text{ц}} // [110]_{\text{ф}}, \\ [010]_{\text{ц}} // [1-1\bar{1}]_{\text{ф}}, \\ [001]_{\text{ц}} // [-1\bar{1}2]_{\text{ф}}. \end{aligned} \quad (2)$$

Определено, что наблюдаемая в бейнитной структуре (рис. 5, в) припасовка решеток феррита и цементита по типу $[320]_{\alpha} // [100]_{\text{ц}}$ близка к ориентационному соотношению Исайчева – Багаряцкого (2) (угол между плоскостями феррита $[110]$ и $[320]$ незначителен $\varphi = 5^\circ$). Изложенное выше позволяет утверждать, что представленный на рис. 5, в и проанализированный фрагмент бейнитной структуры типичен именно для нижнего бейнита [14, 16]. При электронно-микроскопическом анализе выявляются также участки островковой фазы со структурой верхнего бейнита, в которой (как один из вариантов наблюдаемых структур бейнита такого типа) пластины феррита толщиной 0,08–0,16 мкм чередуются со шнуроподобными и пластинчатыми кристаллами цементита, толщина которых составляла 0,03–0,15 мкм.



а Дислокационный мартенсит ОС $[110]_{\text{матр}} // [-110]_{\text{дв}}$

в Бейнит ОС $[320]_{\alpha} // [100]_{\text{ц}}$ соответствует ОС Исайчева-Багаряцкого

д Перлит (0.04...0.20 мкм – толщина цементитных пластин) ОС $[120]_{\alpha} // [100]_{\text{ц}}$ соответствует ОС Питша

Рис. 5. Микроструктура (а, в, д) и электронная дифракция (б, г, е) образцов фольг из стали Св-08Г2С после обработки катанки на линии «длинный» Stelmor

Структура перлита – основной (после феррита) составляющей стали Св-08Г2С в случае катанки, обработанной на «длинном» Stelmor, состоит из тонких (0,04–0,20 мкм), зачастую извилистых, пластин цементита и феррита со сравнительно невысокой дефектностью в пределах перлитной колонии (рис. 5, д), формирующейся из одного аустенитного зерна или его фрагмента (субзерна). Кристаллографическое взаимосоответствие решеток феррита и цементита типа $[120]_{\alpha} // [100]_{\text{ц}}$, определенное по МЭГ (рис. 5, е), для перлитной колонии (рис. 5, д) близко к соотношению Питша [1].

Выявленные особенности структур вторых составляющих (островковой упрочняющей фазы и перлита) в катанке из стали Св-08Г2С характерны для условий, когда $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение осуществляется с реализацией различных механизмов – перлитно-

го, бейнитного, мартенситного [16, 17], и свидетельствуют также о довольно значительной устойчивости переохлажденного островкового аустенита в объемах стали Св-08Г2С, локально обогащенных углеродом, марганцем и другими элементами из-за микроликвации, унаследованной от НЛЗ, в процессе выдержки катанки под крышками «длинной» трассы воздушного охлаждения реконструированной линии Stelmor стана 320/150.

Таким образом, установлено, что основным структурным фактором, обуславливающим высокую обрывность катанки-проволоки из стали Св-08Г2С при их волочении, является наличие неблагоприятно кристаллографически ориентированных БМУ. При уменьшении их количества или исключении вообще обрывность значительно снижается.

Литература

1. Структура и свойства катанки из борсодержащих сталей, предназначенной для изготовления сварочной проволоки / В. В. Парусов, А. М. Нестеренко, А. Б. Сычков, М. А. Жигарев // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2006. № 3. С. 48–51.
2. Разработка технологии производства высокопластичной катанки из непрерывнолитой стали Св-08Г2С / В. В. Парусов, А. М. Нестеренко, А. Б. Сычков, А. И. Сивак // *Сб. науч. тр. Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск: ПГАСА, 2001. Вып. 12. С. 88–89.
3. Структурно-технологические аспекты производства высокопластичной катанки из стали Св-08Г2С / В. В. Парусов, А. М. Нестеренко, А. Б. Сычков, О. В. Парусов // *Сб. науч. тр. Перспективные задачи инженерной науки*. Днепропетровск: Guadeamus. 2002. Вып. 3. С. 148–153.
4. Металлургические факторы, определяющие технологическую пластичность при волочении катанки из кремнемарганцевых сталей / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, С. Ю. Жукова, А. И. Сивак // *Сб. науч. тр. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. Днепропетровск: Візіон, 2004. Вып. 7. С. 322–330.
5. Кинетика фазовых превращений в катанке из непрерывнолитой электростали Св-08Г2С при непрерывном охлаждении / В. В. Парусов, С. Ю. Жукова, М. Ф. Евсюков и др. // *Сб. науч. тр. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. Днепропетровск: Друкарня Візіон, 2004. Вып. 9. С. 191–197.
6. Влияние химического состава и технологических факторов на механические характеристики катанки из стали Св-08Г2С / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, С. Ю. Жукова, О. В. Парусов, М. А. Жигарев // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2005. № 4. С. 68–71.
7. Математическое моделирование механических свойств катанки из стали типа Св-08Г2С // В. В. Парусов, А. Б. Сычков, М. А. Жигарев, С. Ю. Жукова, О. В. Парусов // *Сб. науч. тр. Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск: ПГАСА, 2006. Вып. 36. Ч. 2. С. 20–26.
8. Нестеренко А. М., Сычков А. Б. Размерно-геометрические аспекты легирования стали бором и медью // *Сб. науч. тр. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. Днепропетровск: Візіон, 2004. Вып. 7. С. 181–183.
9. Новое применение бора в металлургии / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, И. В. Деревянченко, М. А. Жигарев. *Магнитогорск: Вестник МГТУ*. 2005. № 1 (9). С. 15–17.
10. Голованенко С. А., Фонштейн Н. М. Двухфазные низколегированные стали. М.: Металлургия, 1986.
11. Пикиринг Ф. Б. Физическое материаловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1987.
12. Исследование влияния технологических параметров на кинетику распада аустенита стали 08Г2С / Л. Н. Дейнеко, А. П. Клименко, Ю. П. Гуль и др. // *Сб. науч. тр. Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск: ПГАСА, 2002. Вып. 15. Ч. 1. С. 106–111.
13. Модернизация оборудования и совершенствование технологии для производства качественного проката в условиях Молдавского металлургического завода (ММЗ) / А. Б. Сычков, Н. А. Богданов, В. В. Парусов, О. В. Парусов, М. А. Жигарев // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2002. № 8–9. С. 306–313.
14. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Погребная Н. Э. Атлас структур металлов и сплавов. Днепропетровск: Guadeamus, 2001.
15. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. М.: Мир, 1971.
16. Утевский Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в материаловедении. М.: Металлургия, 1973.
17. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977.