

4. Belskiy S. M., Shopin I. I., Safronov A. A. Improving efficiency of rolling production by predicting negative technological events. *Defect and Diffusion Forum*. 2021. Vol. 410. pp. 96–101.
5. Belskiy S. M., Shopin I. I. Application of the saddle coefficient for assessing the quality of hot-rolled strip. *Chernye metally*. 2019. No. 9. pp. 9–13.
6. Ibraev I. K. Quality of low-carbon thin-sheet rolled steel. Monograph. Moscow, 2021. 291 p.
7. Lim Y., Venugopal R., Ulsoy A. G. Process control for sheet-metal stamping process modeling, controller design and stop-floor implementation. Springer, 2014. 140 p.
8. Klocke F. Manufacturing processes 4. Forming. Springer, 2013. 516 p.
9. Rees D. Basic engineering plasticity. An introduction to engineering and manufacturing applications. Butterworth-Heinemann, 2006. 528 p.
10. Wilko C. E. Formability. A review of parameters and processes that control, limit or enhance the formability of sheet metal. Springer, 2011. 112 p.
11. Mazur V. L., Nogovitsyn A. V. Theory and technology of thin sheet rolling (numerical analysis and technical applications). Dnepropetrovsk: RVA "Dnipro-VAL", 2010. 500 p.
12. Mazur V. L. Causes and methods of preventing bends (fractures) of thin-sheet steel. *Stal*. 2015. No. 12. pp. 21–28.
13. Belskiy S. M., Shchedrin I. N., Shopin I. I. Solution to the problem of loss of stability of rolls of steel strip with a polymer coating. *Proizvodstvo prokata*. 2018. No. 7. pp. 5–8.
14. Shopin I. I., Belskiy S. M. Simplified model of the stress-strain state of a coil on a winder. *Proizvodstvo prokata*. 2016. No. 5. pp. 13–17.
15. Shopin I. I., Belskiy S. M. Layered model of the stress-strain state of a coil on a winder. *Proizvodstvo prokata*. 2016. No. 8. pp. 3–7.
16. Antonov V. I. Method for determining the initial stresses in a roll with a nonlinear relationship between stresses and strains. *Vestnik MGSU*. 2010. No. 4. pp. 177–180.
17. Ashikhmin G. V., Iroshnikov S. A. Formation of the roll generatrix profile during strip winding. *Proizvodstvo prokata*. 2002. No. 9. pp. 14–17.
18. Ashikhmin G. V., Iroshnikov S. A. The relationship between the distribution of longitudinal stresses across the width of the strip in a roll and the profile of its generatrix. *Proizvodstvo prokata*. 2002. No. 10. pp. 16–22.
19. Bozhkov A. I. Scientific explanation and development of quality control of sheet-rolling shop products at enterprises of iron and steel industry. Report 1. Integrated automated system for quality control of products at steel works. *Proizvodstvo prokata*. 2014. No. 7. pp. 27–33.
20. Bozhkov A. I., Yeryomin G. N., Iliyev S. N., Bakhtin S. V. et al. Scientific explanation and development of quality control automation systems of plate-rolling shop products at ironworks. Report 3. Control subsystem of properties of rolled sheets. Functional structure and mathematical support of subsystem. *Proizvodstvo prokata*. 2015. No. 3. pp. 39–48.
21. Bel'skii S. M., Mazur S. I., Mukhin Y. A., Goncharov A. I. Influence of the cross section of hot-rolled steel on the flatness of cold-rolled strip. *Steel in Translation*. 2013. Vol. 43. No. 5. pp. 313–316.
22. Fukushima S., Washikita Y., Sasaki T., Nakagawa S., Buei Y., Yakita Y., Yanagimoto J. Mixed scheduled rolling of high tensile strength and mild steel using a high-accuracy profile model in hot strip finishing mill. *Tetsu-to-Hagane*. 2014. Vol. 10. No. 12. pp. 1499–1507.
23. Maksimov E. A., Ostsemin A. A. Study of the mechanism of flatness violation during hot sheet rolling. *Stal*. 2015. No. 6. pp. 27–30.
24. Reinschke J. U., Schmid F., Lamp H., Miele M. Novel profile and flatness control system for hot strip mills. *Stahl und Eisen*. 2004. Vol. 124. No. 2. pp. 53–58.
25. Shinkin V. N. Elastoplastic flexure of round steel beams. 1. Springback coefficient. *Steel in Translation*. 2018. Vol. 48. No. 3. pp. 149–153.
26. Hingole R. S. Advances in metal forming. Expert system for metal forming. Springer, 2015. 116 p.
27. Chakrabarty J. Applied plasticity. Springer, 2010. 758 p.
28. Shinkin V. N. Elastoplastic flexure of round steel beams. 2. Residual stress. *Steel in Translation*. 2018. Vol. 48. No. 11. pp. 718–723.
29. Kobzar A. I. Applied mathematical statistics. Moscow, 2006. 816 p.
30. Hastie T., Tibshirani R., Friedman J. The elements of statistical learning. Data mining, inference and prediction. Springer, 2017. 745 p.
31. GOST R ISO 13053-1-2015 Statistical methods. Quantitative Methods for Process Improvement Six Sigma. Part 1. DMAIC Methodology. Introduced: 01.07.2016.
32. GOST R ISO 13053-2-2015 Statistical methods. Quantitative Methods for Process Improvement Six Sigma. Part 2. Methods. Introduced: 01.07.2016.

УДК 621.771:620.186

## Особенности формирования мелкодисперсной структуры бунтового проката подшипниковой стали

**С. А. Савченко**, ведущий инженер-технолог технического управления прокатного отдела<sup>1</sup>,  
эл. почта: gnp.tu@bmz.gomel.by

**И. А. Ковалёва**, начальник исследовательской лаборатории исследовательского центра – отраслевой лаборатории технологий металлургического и сталепроволочного производств технического управления<sup>1</sup>,  
эл. почта: ni.icm@bmz.gomel.by

**И. В. Астапенко**, доцент кафедры металлургии и технологии обработки материалов<sup>2</sup>, канд. с.-х. наук,  
эл. почта: astapenko@tut.by

**А. Б. Сычков**, профессор кафедры литейных процессов и материаловедения<sup>3</sup>, докт. техн. наук,  
эл. почта: absyckhov@mail.ru

<sup>1</sup>ОАО «Белорусский металлургический завод» – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания», Жлобин, Беларусь.

<sup>2</sup>Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого, Гомель, Беларусь.

<sup>3</sup>Магнитогорский государственный технический университет имени Г. И. Носова, Магнитогорск, Россия

Для обеспечения требуемых потребителями качественных характеристик бунтового проката после сфероидизирующего отжига по механическим свойствам, микроструктуре и глубине обезуглероженного слоя (ОБС) стали ШХ15 проведены производственно-исследовательские технологические мероприятия в условиях стана 370/150 с различными условиями начальной температуры и динамики охлаждения катанки. Выполнен анализ полученных результатов определения эффективной исходной микроструктуры бунтовой горячекатаной подшипниковой круглой стали диаметром 6,5 мм, подвергаемой последующему сфероидизирующему отжигу, повышению качества проката путем совершенствования технологических режимов поточного двухстадийного охлаждения катанки на этапе воздушного охлаждения. Исследована зависимость влияния температуры начала и динамики процесса воздушного охлаждения на формирование межпластинчатого расстояния перлита в первичной микроструктуре бунтового проката. Показано влияние температуры ауستنитизации на дисперсность перлита в подшипниковой стали. Определен эффективный режим поточного воздушного охлаждения катанки из подшипниковой стали для последующего сфероидизирующего отжига, обеспечивающего равномерную мелкодисперсную перлитную структуру по всей длине бунта катанки, без наличия закалочных структурных включений.

Установлено, что исходная грубопластинчатая форма перлита на поверхности бунтового проката по базовому режиму поточной термообработки в линии горячей прокатки катанки стана 370/150 (начальное охлаждение водой до температуры 870–910 °С в зоне виткообразователя и последующее медленное охлаждение на роликовом конвейере четырьмя первыми вентиляторами с мощностью подачи воздуха 10 %) приводит к завышенным показателям глубины ОБС и неполной сфероидизации после отжига бунтов.

**Ключевые слова:** горячая прокатка, подшипниковая сталь, исходная микроструктура, обезуглероженный слой, двухстадийное охлаждение, динамическая рекристаллизация, термокинетический распад аустенита, сфероидизирующий отжиг, дисперсность перлита.

**DOI:** 10.17580/chm.2024.04.05

## Введение

Получение равномерной структуры при производстве бунтового проката из заэвтектонидной стали ШХ15 является главным условием нормальной обрабатываемости как при проведении сфероидизирующего отжига, так и при дальнейших технологических операциях.

Морфология выделения карбидов после горячей пластической деформации подшипниковой стали всегда пластинчатая, что обусловлено термодинамически условиями нагрева металла под горячую обработку давлением и охлаждения в процессе пластической деформации [1]. Непрерывнолитые заготовки нагревают перед прокаткой до температуры 1060–1080 °С, что значительно выше точки  $A_{c3}$  (для стали ШХ15 — 870 °С). При нагреве металла происходит полное растворение карбидов и гомогенизация твердого раствора. Сталь обрабатывается в горячем состоянии в интервале температур 950–1000 °С, при которых сохраняется однородная аустенитная структура. В процессе охлаждения после горячей пластической деформации при перлитном превращении структурно однородного аустенита образуется пластинчатый перлит, что объясняется отсутствием центров зарождения карбидов и их выделением в связи с этим в зонах, оказывающих наименьшее сопротивление зарождению новой фазы, а именно — по плоскостям спайности кристаллов. Однако исходная структура пластинчатого перлита является неприемлемой для подшипниковой стали по нескольким причинам. Наибольшее количество остаточного аустенита в закаленной стали имеется при исходной структуре пластинчатого перлита, наименьшее — при исходной структуре зернистого перлита. Сталь с исходной структурой пластинчатого перлита обладает повышенной твердостью и наибольшей склонностью к растрескиванию при закалке, в то время как сталь с исходной структурой зернистого перлита наименее склонна к растрескиванию при высоких температурах закалки и обладает наибольшим интервалом допустимых закалочных температур. Износостойчивость и сопротивляемость длительным переменным нагрузкам, вызывающим контактную усталость подшипников, также в большой степени зависит от исходной структуры стали перед закалкой. Наибольшей сопротивляемостью контактной усталости обладает сталь при структуре зернистого перлита [2]. Особенности напряженно-деформированного состояния металла также определяют эффективность структурообразования и технологичность переработки. Так, при наличии растягивающих напряжений (прокатки, волочения) наиболее приемлема структура пластинчатого перлита, а при схеме всестороннего обжатия — зернистого перлита.

Таким образом, эффективной структурой, обеспечивающей при механической обработке и последующей закалке сочетание наибольшего насыщения твердого раствора и минимальной величины зерна, является структура однородного мелкозернистого перлита. Из литературных источников [3–6] известно, что на результат сфероидизирующего отжига имеет большое влияние исходная структура металла после горячей прокатки и поточной термообработки при двухстадийном охлаждении на линии Стелмор.

В последние годы растут требования к прокату из подшипниковых сталей относительно равномерности структуры и снижения твердости. Выполнение указанных требований без проведения сфероидизирующего отжига невозможно. Необходимо учитывать, что отжиг с отдельного нагрева является длительной и энергетически затратной технологической операцией. Поэтому при определении эффективной структуры проката выбор типа первичной микроструктуры должен обеспечивать не только получение качественных характеристик проката после сфероидизации, но и минимальные затраты на сам процесс. В работах [7–11] представлены результаты исследований по определению наилучшей микроструктуры проката под сфероидизирующий отжиг, полноту структурных превращений и время процесса. Исследуемый металл подвергали изотермической сфероидизации при температуре 710 °С в течение 20 ч. Время, необходимое для достижения твердости ниже 235 HV [7] после сфероидизирующего отжига, было наименьшим для мартенситной микроструктуры, которая достигала твердости 235 HV после сфероидизации в течение менее 10 ч. Поскольку распределение растворенного углерода более однородно в мартенсите и бейните, расстояния диффузии, необходимые для образования шаровидных карбидов, относительно короткие по сравнению с расстояниями диффузии в перлите. Установлено, что хром и марганец, которые преимущественно распределяются в цементите в пластинчатом перлите, замедляют процесс сфероидизации. Таким образом, продолжительность сфероидизирующего отжига мартенсита и бейнита, необходимая для достижения твердости менее 235 HV, заметно меньше. Сфероидизация мелкодисперсного пластинчатого перлита происходила быстрее, чем крупнодисперсного, ввиду более коротких диффузионных расстояний, необходимых для инициирования образования округлых частиц цементита. Наиболее эффективной структурой для сфероидизирующего отжига можно считать мелкодисперсный пластинчатый перлит с обеспечением минимального межпластинчатого расстояния.

Для обеспечения требуемой исходной микроструктуры провели опытно-исследовательские мероприятия в условиях линии Стелмор (линии поточной термической обработки

бунтового проката) мелкосортно-проволочного стана 370/150 ОАО «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания» (ОАО «БМЗ — управляющая компания холдинга «БМК»).

Целью работы является определение влияния процесса двухстадийного охлаждения бунтового проката из подшипниковой стали диаметром 6,5 мм на получение мелкодисперсной структуры сорбитообразного перлита, а также минимизация участков остаточного пластинчатого перлита после сфероидизирующего отжига.

В течение более раннего этапа проводимых работ [12, 13] на бунтовом прокате диаметром 16,5 мм изучено влияние наличия участков грубопластинчатого перлита в подповерхностном слое на конечный результат после сфероидизирующего отжига (рис. 1). Прокатку осуществляли согласно требованиям технологической инструкции по утвержденной таблице калибровки [14]. Для базовой прокатки непрерывнолитых заготовок сечением 250×300 мм использовали утвержденный [15] химический состав согласно требованиям ГОСТ 801–2022 [16]. Режим термообработки (ТО) в потоке: начальное охлаждение водой до температуры 870–910 °С в зоне виткообразователя и последующее охлаждение воздухом на роликовом конвейере четырьмя первыми вентиляторами с мощностью подачи 10 %.

Для получения равномерной микроструктуры и стабильного обезуглероженного слоя (ОБС) при освоении нового типоразмера катанки диаметром 6,5 мм разработан экспериментальный режим поточной ТО. В основе разработки были результаты собственных исследований авторов [13–15] и аналогичных научных работ [17–19]. Изменения касались ускоренного охлаждения витков проката в начале рольганга линии Стелмор после виткообразователя с последующей выдержкой под термоэкранами. Поскольку при быстром снижении температуры ниже 727 °С скорость превращения увеличивается и достигает максимума при ~550 °С, разработанный режим должен увеличить длительность и полноту структурных превращений с уменьшением межпластинчатого расстояния в пластинчатом перлите.

Микроструктура полученного проката после отжига имела область частично обезуглероженного слоя ОБС с характерными участками ферритно-перлитной структуры; зоной пластинчатого

перлита при основной структуре зернистого перлита или участка зернистого перлита, обедненного карбидами в подповерхностной зоне, что является несоответствием по ОБС (не более 1 % от диаметра на сторону, см. ГОСТ 801–2022, п. 7.8.2 для калиброванного проката).

Начальная температура охлаждения в зоне виткообразователя принята равной 870±20 °С (точка Ас<sub>3</sub>) как наиболее эффективная для формирования мелкодисперсной структуры без образования заметной карбидной сетки при разных скоростях охлаждения [20, 21].

### Материал и методика исследования

Металлографическое исследование проводили на образцах катанки диаметром 6,5 мм из стали ШХ15 с использованием инвертированного металлографического микроскопа Olympus GX51 с цифровой системой обработки изображений. Прокат осуществляли по утвержденному (действующему) и экспериментальному режимам в линии катанки мелкосортно-проволочного стана 370/150.

Определяли влияние режимов двухстадийного охлаждения на первичную микроструктуру проката для последующего сфероидизирующего отжига. Проведение исследований разделили на 3 этапа:

I этап — прокатка бунтового проката диаметром 6,5 мм по действующему режиму и проведение сфероидизирующего отжига; исследование микроструктуры образцов в области ОБС;

II этап — прокатка бунтового проката диаметром 6,5 мм по экспериментальному режиму и проведение сфероидизирующего отжига; изучение микроструктуры образцов в области ОБС; сравнительный анализ результатов I и II этапов и корректировка режима охлаждения (при необходимости);

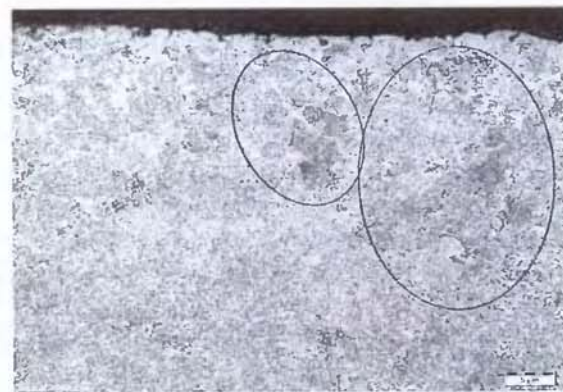
III этап — прокатка полного объема плавки с последующим сфероидизирующим отжигом и анализ влияния скорости охлаждения бунтового проката на стабильность получения структуры мелкодисперсного перлита и уровень ОБС.

### Результаты исследования и их обсуждение

После прокатки катанки диаметром 6,5 мм по утвержденному варианту отобрали 28 образцов от передних и задних концов 14



а



б

Рис. 1. Микроструктура катанки из стали ШХ15 диаметром 16,5 мм:

а — грубодисперсный перлит в подповерхностной зоне после прокатки, х1000; б — трансформация в зернистый перлит с участками пластинчатого после сфероидизирующего отжига, х500

бунтов и исследовали их микроструктуру. Охлаждение осуществляли при помощи первых двух вентиляторов с мощностью включения 10 %, далее витки медленно охлаждали под термоколпаками (термоизолирующими крышками) до конца рольганга. Скорость перемещения в линии Стелмор составила 0,4 м/с.

Результаты измерения глубины ОБС исходной катанки диаметром 6,5 мм, которая оказалась крайне нестабильной с разбросом значений более 30 %, представлены на **рис. 2**. После проведения сфероидизирующего отжига глубина ОБС (**рис. 3**), учитывая участки пластинчатого перлита в подповерхностной зоне, также оказалась нестабильной по величине и превышала допустимый уровень (не более 1 % диаметра).

Ориентировочная статистическая оценка результатов исследования распределения глубины ОБС, приведенных на рис. 2, 3, показывает следующее. С учетом малого объема исследуемых выборок случайной величины глубины ОБС, равной  $n = 14$ , значение стандартного отклонения оценивали ориентировочной величиной размаха экспериментальных данных —  $S \approx R = X_{\max} - X_{\min}$ . Значение ошибки при этом незначительное. Такой подход к статистической оценке экспериментальных данных допустим при качественной оценке распределения случайной величины.

Коэффициент вариации ОБС в горячекатаном состоянии в соответствии с рис. 2:

– для начала бунта —  $X_{\min} = 0,54$  мм,  $X_{\max} = 0,87$  мм,  $X_{\text{ср}} = 0,705$  мм,  $R = 0,33$  мм, оценочный коэффициент вариации  $V = (R/X_{\text{ср}}) \cdot 100 \% = (0,33/0,705) \cdot 100 = 46,8 \%$ ;

– для конца бунта —  $X_{\min} = 0,52$  мм,  $X_{\max} = 0,87$  мм,  $X_{\text{ср}} = 0,695$  мм,  $R = 0,35$  мм, оценочный коэффициент вариации  $V = (R/X_{\text{ср}}) \cdot 100 \% = (0,35/0,695) \cdot 100 = 50,3 \%$ .

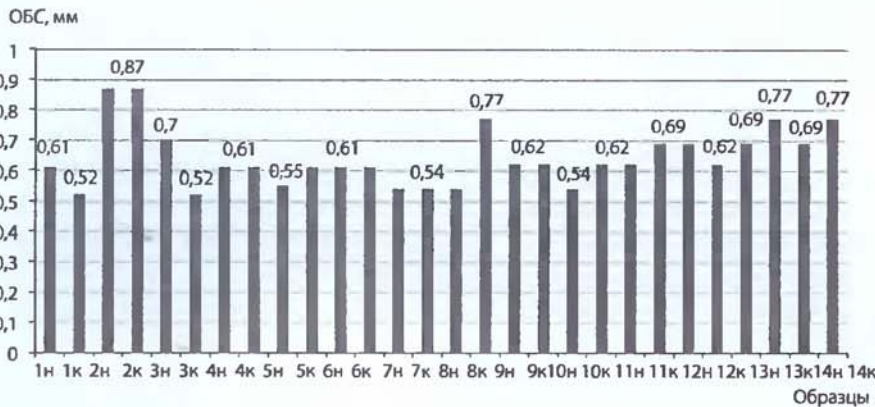
Коэффициент вариации ОБС после проведения сфероидизирующего отжига в соответствии с рис. 3:

– для начала бунта —  $X_{\min} = 0,55$  мм,  $X_{\max} = 1,03$  мм,  $X_{\text{ср}} = 0,79$  мм,  $R = 0,48$  мм, оценочный коэффициент вариации  $V = (R/X_{\text{ср}}) \cdot 100 \% = (0,48/0,79) \cdot 100 = 60,7 \%$ ;

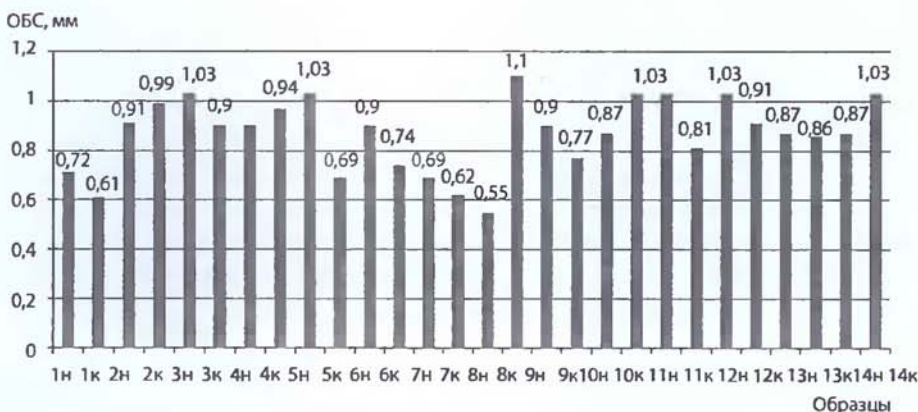
– для конца бунта —  $X_{\min} = 0,61$  мм,  $X_{\max} = 1,1$  мм,  $X_{\text{ср}} = 0,855$  мм,  $R = 0,49$  мм, оценочный коэффициент вариации  $V = (R/X_{\text{ср}}) \cdot 100 \% = (0,49/0,855) \cdot 100 = 57,3 \%$ .

Таким образом, для бунтового проката после ее двухстадийного охлаждения распределение глубины ОБС составляет для передних концов бунтов 0,54–0,87 (среднее — 0,705 мм), коэффициент вариации, характеризующей степень изменчивости случайной величины, равен 46,8 %. Для задних концов бунтового проката — 0,52–0,87 (среднее — 0,695 мм) и 50,3 % соответственно. Это показывает значительную неоднородность распределения глубины ОБС, хотя и не является браковочным показателем (не более 1 %) при аттестации металлопроката.

Исследования исходной структуры образцов катанки диаметром 6,5 мм также выявили ее неравномерность и наличие участков грубопластинчатого перлита в подповерхностной зоне (**рис. 4, а**). Анализ микроструктуры проката после отжига показал наличие зон остаточного пластинчатого перлита (см. рис. 4, б).



**Рис. 2.** Уровень ОБС бунтового проката диаметром 6,5 мм после прокатки (I этап) (н и к — начало и конец бунта соответственно)



**Рис. 3.** Уровень ОБС бунтового проката диаметром 6,5 мм после проведения сфероидизирующего отжига (I этап)



а



б

Рис. 4. Микроструктура катанки диаметром 6,5 мм (I этап):

а — грубодисперсный перлит в подповерхностной зоне после прокатки,  $\times 1000$ ; б — зернистый перлит с участками пластинчатого после сфероидизирующего отжига

На II этапе осуществляли прокатку катанки диаметром 6,5 мм по экспериментальному режиму с увеличением скорости охлаждения. Начальная температура охлаждения на линии Стелмор равна  $870 \pm 20$  °С. Охлаждение выполняли при помощи первых трех вентиляторов с мощностью включения 30 %, далее витки медленно охлаждались под термоколпаками (термоизолирующими крышками) до конца рольганга. Скорость перемещения в линии Стелмор составила 1,0 м/с.

Металлографическое исследование образцов на II этапе показало получение мелкодисперсного пластинчатого перлита с участками мартенсита в подповерхностной зоне.

Анализ полученных результатов эксперимента позволяет сделать вывод, что сталь ШХ15 склонна к закалке отдельных подповерхностных участков при ускоренном охлаждении малых диаметров воздухом. Это может приводить к хрупкому разрушению при складировании и транспортировке бунтов.

Для исключения закалочной структуры в подповерхностных слоях провели корректировку режима охлаждения (III этап экспериментов) катанки диаметром 6,5 мм в сторону снижения мощности включения вентиляторов на 10 %. В ходе проведения скорректированного эксперимента прокатали пять бунтов и отобрали 10 образцов с обоих концов. Результаты металлографического исследования показали равномерность микроструктуры: после прокатки получили мелкодисперсный перлит у поверхности катанки по всем прокатанным бунтам (рис. 5). Участки закалочной структуры в катанке и остаточного пластинчатого перлита в подповерхностной зоне после отжига не выявлены.

Глубина ОБС катанки диаметром 6,5 мм в исходной микроструктуре и после сфероидизирующего отжига находилась практически на одном уровне и не превышала требований потребителя (не более 1 % диаметра) (рис. 6).

Коэффициент вариации ОБС после проведения сфероидизирующего отжига в соответствии с рис. 6:

для начала и конца бунта —  $X_{\text{мин}} = 0,33$  мм,  $X_{\text{макс}} = 0,33$  мм,  $X_{\text{ср}} = 0,33$  мм,  $R = 0$  мм, оценочный коэффициент вариации  $V = (R/X_{\text{ср}}) \cdot 100 \% = 0$ .

Таким образом, распределение глубины ОБС в последнем экспериментальном режиме абсолютно однородно и имеет существенный запас от нормативного значения. Это подтверждает эффективность указанного режима.

На следующем этапе исследований выполнена апробация разработанного режима охлаждения катанки диаметром 6,5 мм путем проката заготовок плавки в полном объеме (66 т). Металлографические испытания образцов, отобранных на разных стадиях процесса, полностью соответствовали финальным результатам этапа исследований.

В ходе проведенных исследований установлено, что исходная грубопластинчатая форма выделения цементита на поверхности бунтового проката после горячей прокатки (начальное охлаждение водой до температуры 870–910 °С в зоне виткообразователя и последующее охлаждение воздухом на роликовом конвейере четырьмя первыми вентиляторами с мощностью подачи 10 % с замедленным охлаждением под крышками до конца рольганга при скорости транспортирования 0,4 м/с) приводит к завышенным показателям глубины ОБС после сфероидизирующего отжига бунтов катанки диаметром 6,5 мм и остаточным включениям пластинчатого перлита.

Экспериментальный режим охлаждения бунтового проката (начальное охлаждение водой до температуры 860 °С в зоне виткообразователя и последующее охлаждение воздухом на роликовом конвейере тремя первыми вентиляторами с мощностью подачи 20 % и замедленным охлаждением под термоколпаками (термоизолирующими крышками) до конца рольганга при скорости транспортирования 1 м/с) обеспечил стабильное получение равномерной структуры в зоне ОБС требуемой глубины как в горячекатаном состоянии (сорбитообразный мелкопластинчатый перлит), так и после сфероидизирующего отжига (мелкозернистый перлит).

### Выводы

1. Наилучшей исходной микроструктурой для сфероидизирующего отжига при прокатке катанки из сталей ШХ на проволочных станах является мелкодисперсный пластинчатый



Рис. 5. Микроструктура катанки диаметром 6,5 мм (III этап):

а — мелкодисперсный перлит в подповерхностной зоне после прокатки х1000; б — мелкозернистый перлит после сфероидизирующего отжига х500

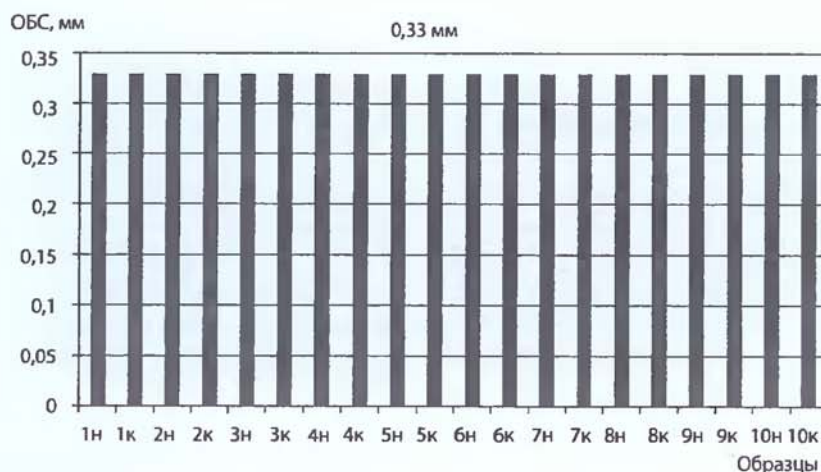


Рис. 6. Уровень ОБС катанки диаметром 6,5 мм после проведения сфероидизирующего отжига (III этап)

перлит. Формирование равномерной мартенситной и бейнитной структуры затруднительно, а катанка в бунтах с закалочной структурой металла склонна к изломам. Сфероидизация грубопластинчатого перлита не позволяет получить полностью мелкозернистую перлитную структуру, так как хром и марганец, распределяясь в цементите, замедляют процесс сфероидизации из-за большого межпластинчатого расстояния.

2. Формирование первичной мелкодисперсной пластинчатой перлитной структуры возможно с начальной температуры охлаждения в зоне виткообразователя равной  $870 \pm 20$  °С (точка  $A_{c2}$ ) как наиболее эффективной для формирования мелкодисперсной структуры пластинчатого перлита без образования заметной карбидной сетки при разных скоростях охлаждения.

3. При разработке режимов охлаждения в зависимости от диаметра проката необходимо учитывать возможность образования закалочных структур. В этом случае необходима корректировка режима охлаждения катанки путем замедленного охлаждения под термоколпаками (термоизолирующими крышками) и режим квазиизотермической выдержки проката. ЧМ

#### Библиографический список

1. Воинов С. Г., Шалимов А. Г. Шарикоподшипниковая сталь. — М.: ГНТИ, 1962. — 480 с.
2. Зинченко С. А., Ибрагимов А. У. Термоциклический сфероидизирующий отжиг подшипниковой стали // Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации: сб. научных трудов XII-й Международной научно-практической конференции: в 4-х т., Курск, 19–20 марта 2015 года / отв. ред Горюхов А. А., Т. 2. — Курск: Университетская книга, 2015. С. 144–147.
3. Спектор А. Г., Зельберт Б. М., Киселева С. А. Структура и свойства подшипниковых сталей. — М.: Металлургия, 1980. — 264 с.
4. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. — М.: Металлургия, 1978. — 392 с.
5. Bhadeshia H. K. D. H. Steels for bearings // Progress in Materials Science. 2012. Vol. 57, Iss. 2. P. 268–435.
6. Раузин Я. Р. Термическая обработка хромистой стали (для подшипников и инструментов). — 3-е изд., перераб. и доп. — М.: Машгиз, 1963. — 378 с.
7. Hwang H., De Cooman B. C. Influence of the initial microstructure on the spheroidization of SAE 52100 bearing steel // Steel Research International. 2016. Vol. 87, Iss. 1. P. 112–125. DOI: 10.1002/srin.201400591.
8. Czarski A., Skowronek T., Matusiewicz P. Stability of a lamellar structure – Effect of the true interlamellar spacing on the durability of a pearlite colony // Arch. Metall. Mater. 2015. Vol. 60. P. 2499–2504. DOI: 10.1515/amm-2015-0405.
9. Свищенко В. В., Иवानайский А. А. Влияние исходной структуры на результат сфероидизирующего отжига конструкционной стали // Ползуновский вестник. 2015. № 1. С. 61–63.

10. Huo X. D. et al. Effect of spheroidizing annealing time on microstructure and hardness of GCr15 bearing steel // *Advanced Materials Research*. 2012. Vol. 581. P. 928–931. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.581-582.928.
11. Zhao X.-Yu, Zhao X.-M., Dong C., Yang Y., Han H. Effect of prior microstructures on cementite dissolution behavior during subcritical annealing of high carbon steels // *Metals and Materials International*. 2022. Vol. 28, Iss. 6. P. 1315–1327. DOI: 10.1007/s12540-021-00983-y.
12. Савченко С. А., Ковалева И. А., Гузова И. А., Сычков А. Б. Влияние исходной структуры бунтового проката из подшипниковой марки стали на равномерность получения структуры после сфероидизирующего отжига // *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2023. Т. 79. № 3. С. 251–260. DOI: 10.32339/0135-5910-2023-3-251-260.
13. Савченко С. А., Ковалева И. А., Гузова И. А., Сычков А. Б. Влияние структуры бунтового проката из подшипниковой стали на его структуру и поверхностное обезуглероживание после сфероидизирующего отжига // *Технологии металлургии, машиностроения и материалобработки*. 2022. № 21. С. 133–144.
14. Путеев В. С., Савченко С. А., Панковец И. А., Возная В. И., Астапенко И. В. Совершенствование технологического процесса производства подшипниковых марок стали на стане 370/150 // *Литье и металлургия*. 2021. № 3. С. 65–73. DOI: 10.21122/1683-6065-2021-3-65-73.
15. Панковец И. А., Савченко С. А., Возная В. И. и др. Исследование факторов, способствующих снижению карбидной неоднородности в подшипниковых марках стали // *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2021. Т. 77. № 7. С. 804–810. DOI: 10.32339/0135-5910-2021-7-804-810.
16. ГОСТ 801–2022. Прокат из подшипниковой стали. Технические условия. — Введ. 01.08.2023.
17. Huang Z. Y., Du L. X., Li M. Z. et al. Study on rolling and hot delivery spheroidizing annealing of GCr15 bearing steel // *J. of Mater. Eng. and Perform.* 2023. Vol. 32. P. 7779–7784. DOI: 10.1007/s11665-022-07656-w.
18. Li Z. X., Li C. S., Ren J. Y. et al. Design of online spheroidization process for 1.0C-1.5Cr bearing steel and microstructure analysis // *Metall. Mater. Trans. A*. 2018. Vol. 49. P. 1782–1794. DOI: 10.1007/s11661-018-4511-9.
19. Li Z. X., Li C. S., Zhang J. et al. Effects of annealing on carbides size and distribution and cold formability of 1.0C-1.5Cr bearing steel // *Metall. Mater. Trans. A*. 2015. Vol. 46. P. 3220–3231. DOI: 10.1007/s11661-015-2904-6.
20. Смирнов М. А., Шастливцев В. М., Журавлев Л. Г. Основы термической обработки стали. — М.: Наука и технологии, 2002. — 519 с.
21. Яценко Ю. В., Емченко В. С., Реус В. А., Лихов В. К. Качество катанки подшипниковой стали после двухстадийного охлаждения // *Сталь*. 1985. № 6. С. 62–63.

"Chernye metally", 2024, No. 4, pp. 33–38  
DOI: 10.17580/chm.2024.04.05

#### Features of formation of fine-dispersed structure of coil rolled bearing steel

##### Information about authors

S. A. Savchenko, Leading Engineer-Technologist of the Technical Management of the Rolling Dept.<sup>1</sup>, e-mail: gnp.tu@bzm.gomel.by;

I. A. Kovaleva, Head of the Research Center's Research Lab. — the Branch Lab. of Metallurgical and Steel Wire Production Technologies of the Technical Dept.<sup>1</sup>, e-mail: n.lcm@bzm.gomel.by;

I. V. Astapenko, Dr. Agr., Associate Prof., Dept. of Metallurgy and Materials Processing Technology<sup>2</sup>, e-mail: astapenko@tut.by;

A. B. Sychkov, Dr. Eng., Prof., Dept. of Foundry Processes and Materials Science<sup>3</sup>, e-mail: absychkov@mail.ru

<sup>1</sup> Belarusian Steel Works — the management company of the BMC holding, Zhlobin, Belarus.

<sup>2</sup> Sukhoi State Technical University of Gomel, Gomel, Belarus.

<sup>3</sup> Novosibirsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

To ensure quality characteristics of coiled products required by customers after spheroidizing annealing in terms of mechanical properties, microstructure and depth of decarbonized layer (hereinafter referred to as DCL) of ShKh15 steel, production and research technological measures were carried out on rolling mill 370/150 with different conditions of initial temperature and dynamics of cooling of the wire rod.

The article contains the results of research and analysis to determine effective initial microstructure of hot-rolled bearing round steel in coils with diameter of 6.5 mm, subjected to subsequent spheroidizing annealing, improving quality of rolled products by improving technological modes of in-line two-stage cooling of wire rod at air cooling stage.

Dependence of influence of initial temperature and dynamics of air cooling process on formation of interlamellar distance of pearlite in the primary microstructure of coiled steel has been studied. Influence of austenitization temperature on dispersion of pearlite in bearing steel is described. Effective mode of in-line air cooling of bearing steel wire rod for subsequent spheroidizing annealing has been determined, providing uniform fine pearlite structure along the entire length of the wire rod coil, without presence of quenching structural inclusions.

It has been established that initial coarse-lamellar form of pearlite on the surface of coiled steel according to the basic mode of in-line heat treatment in hot-rolling line of wire rod of mill 370/150 (initial cooling with water to temperature of 870–910 °C in the area of coil former and subsequent slow cooling with air on roller conveyor by the first four fans with air supply power of 10%) leads to excessive values of DCL depth and incomplete spheroidization after annealing of coils.

**Keywords:** hot rolling, bearing steel, initial microstructure, decarbonized layer, two-stage cooling, dynamic recrystallization, thermokinetic decomposition of austenite, spheroidizing annealing, pearlite dispersion.

##### References

1. Voinov S. G., Shalimov A. G. Ball bearing steel. Moscow : GNTI, 1962. 480 p.
2. Zinchenko S. A., Ibragimov A. U. Thermocyclic spheroidizing annealing of bearing steel. *Modern instrumental systems, information technologies and innovations: Collection of Proceedings of the XII International Scientific and Practical Conference: in 4 volumes, Kursk, March 19–20, 2015*. Vol. 2. Kursk : Universitetskaya kniga, 2015. pp. 144–147.
3. Spector A. G., Zelbert B. M., Kiseleva S. A. Structure and properties of bearing steels. Moscow : Metallurgiya, 1980. 264 p.

4. Novikov I. I. Theory of heat treatment of metals. Moscow : Metallurgiya, 1978. 392 p.
5. Bhadeshia H. K. D. H. Steels for bearings. *Progress in materials Science*. 2012. Vol. 57, Iss. 2. pp. 268–435.
6. Raizin Y. R. Thermal treatment of chromium steel (for bearings and tools), 3<sup>rd</sup> ed., revised and additional. Moscow : Mashgiz, 1963. 378 p.
7. Hwang H., De Cooman B. C. Influence of the initial microstructure on the spheroidization of SAE 52100 bearing steel. *Steel Research International*. 2016. Vol. 87, Iss. 1. pp. 112–125. DOI: 10.1002/srin.201400591.
8. Czarski A., Skowronek T., Matusiewicz P. Stability of a lamellar structure — Effect of the true interlamellar spacing on the durability of a pearlite colony. *Arch. Metall. Mater.* 2015. Vol. 60. pp. 2499–2504. DOI: 10.1515/amm-2015-0405.
9. Svirshchenko V. V., Ivanalsky A. A. Influence of initial structure on result of spheroidizing annealing of structural steel. *Poizunovskiy vestnik*. 2015. No. 1. pp. 61–63.
10. Huo X. D. et al. Effect of spheroidizing annealing time on microstructure and hardness of GCr15 bearing steel. *Advanced Materials Research*. 2012. Vol. 581. pp. 928–931. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.581-582.928.
11. Zhao X.-Yu, Zhao X.-M., Dong C., Yang Y., Han H. Effect of prior microstructures on cementite dissolution behavior during subcritical annealing of high carbon steels. *Metals and Materials International*. 2022. Vol. 28, Iss. 6. pp. 1315–1327. DOI: 10.1007/s12540-021-00983-y.
12. Savchenko S. A., Kovaleva I. A., Guzova I. A., Sychkov A. B. The influence of initial structure of coil rolled bearing steel on uniformity of obtained structure after spheroidizing annealing. *Chernaya metallurgiya. Byulleten naučno-tekhnicheskoy i ekonomicheskoy informatsii*. 2023. Vol. 79, No. 3. pp. 251–260. DOI: 10.32339/0135-5910-2023-3-251-260.
13. Savchenko S. A., Kovaleva I. A., Guzova I. A., Sychkov A. B. The influence of structure of a coil rolled bearing steel on its structure and surface decarburization after spheroidizing annealing. *Tekhnologii metallurgii, mashinostroeniya i materialoobrabotki*. 2022. No. 21. pp. 133–144.
14. Puteev V. S., Savchenko S. A., Pankovets I. A., Voznaya V. I., Astapenko I. V. Improvement of the technological process of bearing steel production on the 370/150 mill. *Litye i metallurgiya*. 2021. No. 3. pp. 65–73. DOI: 10.21122/1683-6065-2021-3-65-73.
15. Pankovets I. A., Savchenko S. A., Voznaya V. I. et al. Investigation of factors contributing to the reduction of carbide inhomogeneity in bearing steel. *Chernaya metallurgiya. Byulleten naučno-tekhnicheskoy i ekonomicheskoy informatsii*. 2021. Vol. 77. No. 7. pp. 804–810. DOI: 10.32339/0135-5910-2021-7-804-810.
16. ГОСТ 801–2022. Rolled products from bearing steel. Specifications. Introduced: 01.08.2023.
17. Huang Z. Y., Du L. X., Li M. Z. et al. Study on rolling and hot delivery spheroidizing annealing of GCr15 bearing steel. *J. of Mater. Eng. and Perform.* 2023. Vol. 32. pp. 7779–7784. DOI: 10.1007/s11665-022-07656-w.
18. Li Z. X., Li C. S., Ren J. Y. et al. Design of online spheroidization process for 1.0C-1.5Cr bearing steel and microstructure analysis. *Metall. Mater. Trans. A*. 2018. Vol. 49. pp. 1782–1794. DOI: 10.1007/s11661-018-4511-9.
19. Li Z. X., Li C. S., Zhang J. et al. Effects of annealing on carbides size and distribution and cold formability of 1.0C-1.5Cr bearing steel. *Metall. Mater. Trans. A*. 2015. Vol. 46. pp. 3220–3231. DOI: 10.1007/s11661-015-2904-6.
20. Smirnov M. A., Shastlytsev V. M., Zhuravlev L. G. Basics of thermal treatment of steel. Moscow : Nauka i tekhnologii, 2002. 519 p.
21. Yatsenko Yu. V., Emchenko B. C., Reus V. A., Likhov V. K. Quality of bearing steel wire rod after two-stage cooling. *Stal*. 1985. No. 6. pp. 62–63.