



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-3-65-73>
УДК 669

Поступила 13.08.2021
Received 13.08.2021

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ПРОИЗВОДСТВА ПОДШИПНИКОВЫХ МАРОК СТАЛИ НА СТАНЕ 370/150

В. С. ПУТЕЕВ, С. А. САВЧЕНКО, И. А. ПАНКОВЕЦ, В. И. ВОЗНАЯ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.

E-mail: par.espc@bmz.gomel.by. Тел.: +375-29-3263027

И. В. АСТАПЕНКО, ГГТУ им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48.

E-mail: astapenko@tut.by

Рассмотрена актуальная проблема получения сортового проката из подшипниковых марок стали с заданными характеристиками по микроструктуре. Проведен анализ возможностей имеющегося оборудования – нагревательной печи и прокатного стана 370/150 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» с целью внедрения технических мероприятий, направленных на снижение карбидной неоднородности в продукции из подшипниковых марок стали на примере стали марки 100Cr6.

Исследовано влияние разных режимов предварительной термической подготовки непрерывнолитых заготовок из подшипниковых марок стали на карбидную неоднородность в готовом прокате. По результатам исследований определен оптимальный режим термообработки непрерывнолитой заготовки, позволяющий производить прокат, удовлетворяющий самым высоким требованиям потребителей.

Ключевые слова. Подшипниковая сталь, непрерывнолитая заготовка, температурный режим прокатки, деформационный режим прокатки, дефекты микроструктуры стали, карбидная неоднородность (сегрегация), моделирование.

Для цитирования. Путеев, В. С. Совершенствование технологического процесса производства подшипниковых марок стали на стане 370/150 / В. С. Путеев, С. А. Савченко, И. А. Панковец, В. И. Возная, И. В. Астапенко // Литье и металлургия. 2021. № 3. С. 65–73. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-3-65-73>.

IMPROVEMENT OF THE TECHNOLOGICAL PROCESS OF MANUFACTURING BEARING GRADES OF STEEL AT THE 370/150 MILL

V. S. PUTEEV, S. A. SAVCHENKO, I. A. PANKOVETS, V. I. VOZNAJA, OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.

E-mail: par.espc@bmz.gomel.by. Tel: +375-29-3263027

I. V. ASTAPENKO, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoi, Gomel, Belarus, 48, October Ave.

E-mail: astapenko@tut.by

The actual problem of obtaining long products from bearing steel grades with specified microstructure characteristics is considered. The analysis of the capabilities of the existing equipment – a heating furnace and a rolling mill 370/150 of OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMC” was carried out in order to introduce technical measures aimed at reducing carbide heterogeneity in products made of bearing steel grades on the example of steel grade 100Cr6.

The influence of different modes of preliminary thermal preparation of continuously cast billets from bearing steel grades on the carbide inhomogeneity in the finished rolling is studied. According to the results of the research, the optimal mode of heat treatment of a continuously cast billet was determined, which allows to produce rolled products that meet the highest requirements of consumers.

Keywords. Bearing steel, continuously cast billet, rolling temperature mode, rolling deformation mode, steel microstructure defects, carbide inhomogeneity (segregation), modeling.

For citation. Puteev V.S., Savchenko S.A., Pankovets I.A., Voznaja V.I., Astapenko I.V. Improvement of the technological process of manufacturing bearing grades of steel at the 370/150 mill. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 3, pp. 65–73. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-3-65-73>.

Введение

В настоящее время большим спросом пользуется горячекатаный прокат из подшипниковых марок стали, к которому предъявляются достаточно жесткие требования. Важнейшие характеристики, оказывающие влияние на обрабатываемость подшипниковых сталей и эксплуатационные свойства изготовленных из них изделий, определяются однородностью структуры проката. Заэвтектоидные стали ввиду высокого содержания углерода 0,95–1,10% предрасположены к развитию ликвационных процессов при кристаллизации, следствием чего и является карбидная и структурная неоднородность подшипниковых сталей.

Карбидная и структурная неоднородность, как и крупные неметаллические включения, являются концентраторами микронапряжений в процессе эксплуатации деталей подшипников, приводят к их преждевременному хрупкому разрушению (выкрашивание, выщербинообразование, растрескивание и др.). Для получения материала с высоким сопротивлением контактно-усталостному разрушению нужно обеспечить однородность химического и фазового (структурного) составов сплава.

Формирование структуры заготовки при непрерывной разливке происходит при интенсивном охлаждении в нескольких зонах, тонкая корочка – в кристаллизаторе, основная масса металла кристаллизуется ниже – в зоне вторичного охлаждения. В структуре заготовки обычно явно различимы три зоны: корка – зона мелких беспорядочно ориентированных кристаллов; зона столбчатых кристаллов и осевая – зона равноосных беспорядочно ориентированных кристаллов.

Осевая зона непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) является тепловым центром, затвердевающим в последнюю очередь. Этот тепловой центр постоянно присутствует в заготовке и не может быть удален или выведен. В осевой зоне повышена концентрация ликватов и отмечаются следы усадочных явлений (рис. 1).

Карбидная ликвация, карбидная полосчатость и карбидная сетка [1, 2] формируются на этапе выплавки и разливки стали. При разработке технологии прокатного производства, в том числе термической обработки НЛЗ перед прокаткой, необходимо предусматривать мероприятия, направленные на минимизацию проявления этих несоответствий.

Карбидная ликвация, образовавшаяся при разливке заготовок из подшипниковых сталей, представляет собой продукт резко выраженной дендритной ликвации, приводящей к кристаллизации участков метастабильного ледебурита (рис. 2, а). В процессе деформации металла ледебуритные участки принимают вид грубых строчек (рис. 2, б).

Карбидная полосчатость обусловлена карбидной ликвацией и дендритной неоднородностью. В подшипниковой стали ликвация углерода и хрома идет одновременно, но карбиды распределяются по объему стали неравномерно, что приводит к дендритной, а в дальнейшем и к полосчатой карбидной неоднородности. На карбидную полосчатость оказывает влияние степень деформации металла при прокатке, в деформированном металле на специально подготовленных продольных микрошлифах она имеет вид светлых полос с низкой плотностью карбидов, ориентированных в направлении прокатки (рис. 2, в).

Карбидная сетка по границам аустенитного зерна в осевой зоне образуется как при кристаллизации заготовки (рис. 3, а), так и при прокатке заэвтектоидных сталей с невысокой скоростью охлаждения в интервале температур 700–850 °С (рис. 3, б).

Из литературных данных известно, что для получения однородной структуры прутка из подшипниковой стали необходимо раздробить сетку, что обеспечивается в определенной мере формированием мелкого зерна [3, 4]. Основными факторами, определяющими величину роста зерна металла при горячей прокатке с рекристаллизацией, являются степень деформации (рис. 4, а) и температура конца прокатки (рис. 4, б).

Из рис. 4, а видно, что в интервале деформаций 5–25% происходит активный рост рекристаллизованного зерна, в интервале деформаций свыше 25% получается мелкозернистая структура.

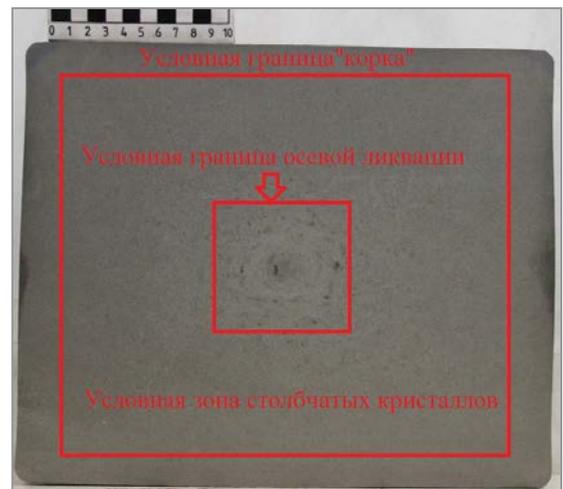


Рис. 1. Внешний вид поперечного сечения темплет

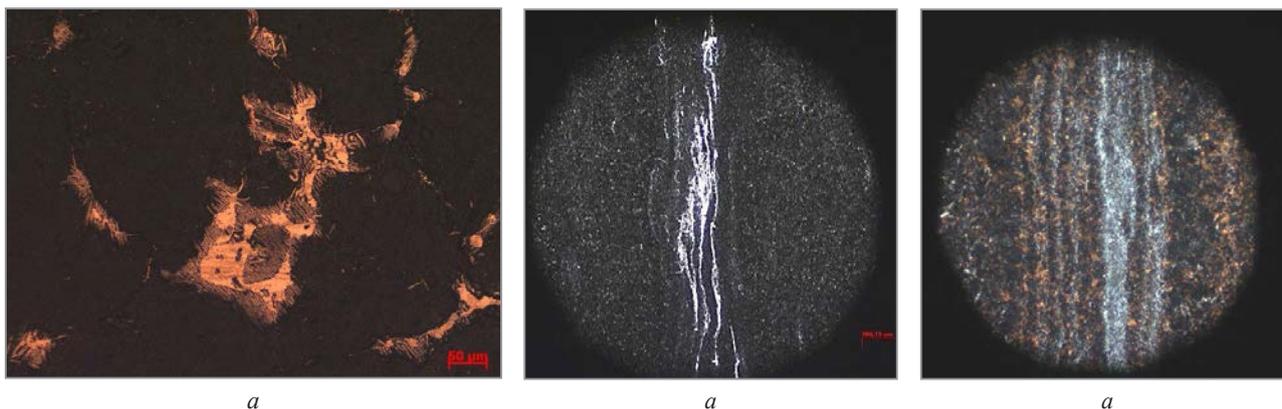


Рис. 2. Карбидная ликвация в структуре стали марки 100Cr6, травление в 10%-ном растворе азотной кислоты в спирте:
 а – карбидная ликвация в осевой зоне НЗЛ. x200;
 б – карбидная ликвация и карбидная полосчатость в осевой зоне горячекатаного прутка. x100

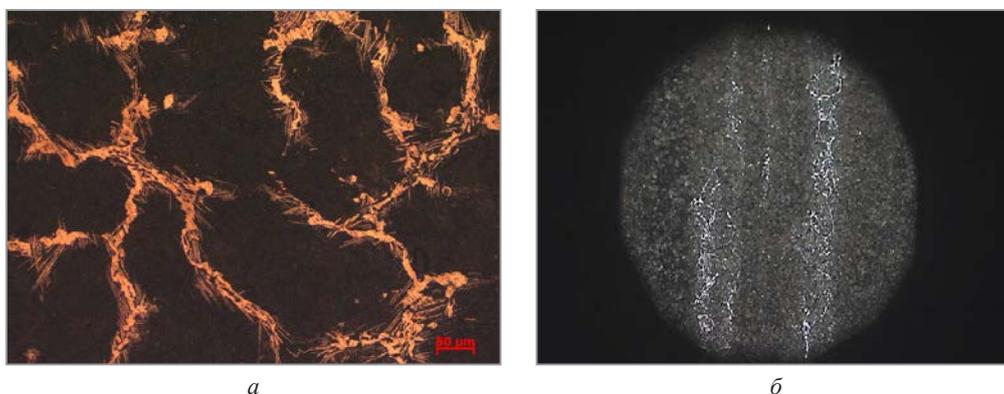


Рис. 3. Карбидная сетка в структуре стали марки 100Cr6, травление в 10%-ном растворе азотной кислоты в спирте:
 а – карбидная сетка в осевой зоне НЗЛ. x200; б – карбидная сетка в осевой зоне горячекатаного прутка. x200

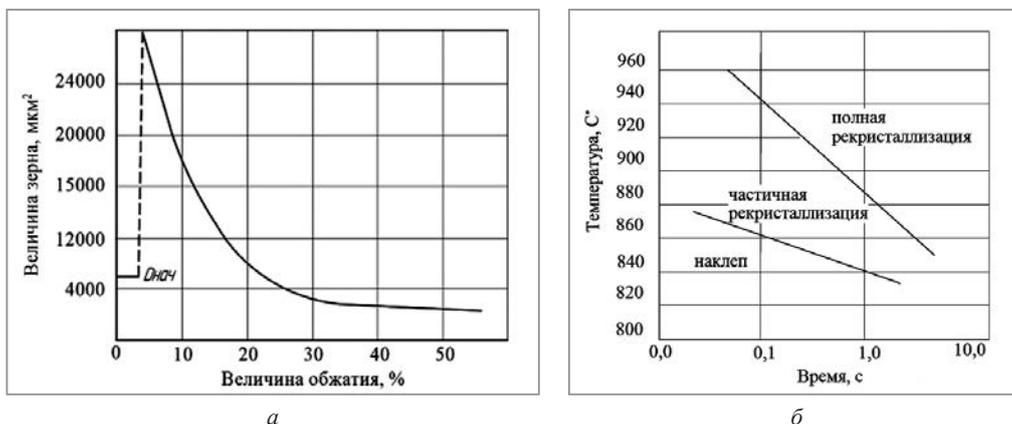


Рис. 4. Влияние деформационных и температурных параметров прокатки на структуру проката из подшипниковых сталей:
 а – зависимость размера зерна от степени деформации; б – влияние температуры конца прокатки на рекристаллизацию

Из рис. 4, б видно, что при температуре конца прокатки свыше 960 °С происходит полная рекристаллизация структуры, при температуре 840–950 °С – частичная. Выделение карбидов по границам зерен можно минимизировать достаточно высокой скоростью охлаждения в интервале температур 700–850 °С.

Анализ эмпирических данных

Влияние на структуру проката из подшипниковых сталей деформационного режима прокатки в отличие от температурного изучено не так широко и при расчете калибровок сортовых профилей зачастую не учитывается [5].

Система калибров в условиях стана 370/150 универсальна. Наибольшая доля продукции из подшипниковых сталей приходится на круги диаметром от 36 до 50 мм. Деформационные режимы в редуционно-калибровочном блоке (РКБ) зависят от конечного диаметра и приведены в табл. 1.

Таблица 1. Режимы обжатия в чистовых клетях для сортовых профилей стана 370/150

Профиль, мм	Коэффициент вытяжки		Профиль, мм	Коэффициент вытяжки	
	РКБ (22, 23, 24)	суммарная		РКБ (22, 23, 24)	суммарная
34	1,102	1,351	45	1,316	1,719
	1,184			1,281	
	1,077			1,051	
35	1,130	1,303	48	1,218	1,512
	1,137			1,214	
	1,056			1,054	
36	1,317	1,774	50	1,139	1,395
	1,294			1,199	
	1,067			1,052	

Из таблицы видно, что при производстве кругов диаметром от 36 до 50 мм только для профилей 36 и 45 мм режимы обжатий в клети № 22 удовлетворяют условиям диаграммы рис. 4, а для мелкозернистой структуры вытяжка составляет 1,317 (32%), для остальных диаметров приведенного диапазона – 1,10–1,14 (10 – 14%) [6, 7].

Существующая технология обеспечивает уровень карбидной сетки на горячекатаном круге максимум CN 5.7 по шкале немецкого стандарта SEP 1520. В связи с появлением регламентированных требований заказчика по карбидной сетке максимум CN 5.4 возникла необходимость адаптации существующей технологии проката под новые требования потребителя. Для этого была проведена поэтапная корректировка температурных режимов прокатки путем последовательного снижения температуры конца проката на трех кампаниях (табл. 2).

Таблица 2. Параметры прокатки по трем кампаниям

Профиль, мм	Температура, °С			Карбидная сетка CN5, балл	Карбидная ликвация сомкнутая CZ6, балл	Карбидная ликвация раздробленная CZ7, балл
	гидросбив	РКБ	холодильник			
1-я кампания						
36	1130	960	875	5,4	6,2	7,2
45	1115	940	850	5,7	6,3	7,3
2-я кампания						
36	1095	940	835	5,3	6,2	7,2
45	1110	865	770	5,3	6,2	7,3
3-я кампания						
36	1060	905	795	5,2	6,3	7,2
45	1090	835	735	5,1	6,3	7,2

Из таблицы видно, что деформация с более низкой температурой по всему стану приводит к снижению карбидной сетки. На величину карбидной ликвации и карбидной полосчатости температура конца прокатки не повлияла. При анализе результатов наилучший эффект достигнут при температурно-скоростном режиме 3-й кампании. Максимальное значение карбидной сетки не превысило 5,2 балла в центре и на поверхности, что обеспечивает требования потребителей.

В качестве критерия приемлемости технологических решений принято выполнение контрактных обязательств перед потребителями подшипниковых марок стали:

1) центр (30% диаметра), балл, не более – карбидная сетка CN 5,4, карбидная ликвация сомкнутая CZ 6,3, карбидная ликвация раздробленная CZ 7,4;

2) поверхность, балл, не более – карбидная сетка CN 5,2, карбидная ликвация сомкнутая CZ 6,2, карбидная ликвация раздробленная CZ 7,3.

Действующий технологический процесс обеспечивает выполнение указанных требований. Однако отдельные потребители продукции предъявляют более жесткие требования к уровню карбидной

сегрегации по всему сечению, включая центр: карбидная сетка не более CN 5,3, карбидная ликвация сомкнутая не более CZ 6,2, карбидная ликвация раздробленная не более CZ 7,3 балла.

Для исследования и выбора оптимальных технологических решений разработана стратегия по исследованию факторов, а также степени их влияния, способствующих снижению карбидной неоднородности в подшипниковых марках стали. Основная цель работы – установить степень влияния режимов нагрева НЛЗ на величину карбидной неоднородности в готовом прокате из подшипниковых марок стали и определить оптимальный технологический маршрут производства сортового проката на стане 370/150 для достижения требуемой микроструктуры.

Материалы и методы исследования влияния термообработки НЛЗ из подшипниковых сталей на качество структуры проката

Нагрев заготовок перед прокаткой на стане 370/150 производится в методической, комбинированной печи с шагающим подом, с верхним и нижним нагревом. Печь предназначена для нагрева заготовок до температуры прокатки, с максимальной температурой в зоне томления 1260 °С, что позволяет проводить гомогенизацию подшипниковых сталей. Цель гомогенизации – растворение избыточных фаз и выравнивание химического состава сплава.

Диффузионное растворение карбидной ликвации начинается при температуре 1100 °С, но процесс при этой температуре протекает медленно. Интенсивное растворение карбидов происходит при температуре 1150–1170 °С, когда ледебуритные участки начинают оплавляться, и встречная диффузия элементов резко возрастает. Однако не рекомендуется нагревать металл выше 1180 °С, так как при этом происходит значительное оплавление ледебуритных участков и возникновение в них разрывов металла при прокатке [8].

Карбидная сетка, окаймляющая микрозерна металла сплошным рисунком, при отжиге разрушается и растворяется до полного исчезновения. Чем меньше балл карбидной сетки в готовом сорте, тем выше качество отожженной стали, лучше ее механическая обрабатываемость и выше стойкость закаленных деталей подшипников [9–12].

Порядок выполнения исследовательской работы

После выплавки и разливки стали 100Сг6–3 отобраны четыре пробы сечением 250x300 мм каждого ручья машины непрерывного литья заготовок с последующей маркировкой и передачей для исследования в лабораторию. От каждого бьюма для исследования был отобран один темплет. Оценка качества НЛЗ была выполнена в соответствии с ГОСТ Р 58228–2018 (табл. 3).

Таблица 3. Результаты оценки макроструктуры поперечного сечения НЛЗ

Номер ручья/бьюма	ГОСТ Р 58228–2018, балл						
	ЦП	ОЛ	ЛПТоб	ЛПТос	ЛПТугл	СП	КТЗ
A05	1,5	2,0	0	0	0	0	0,5
B05	2,0	2,0	0	0	0	0	0
C05	2,0	2,0	0	0	0,5/5	0	0
D05	2,5	2,0	0	0	0	0	0,5

Из таблицы видно, что макроструктура НЛЗ со всех четырех ручьев находится на одном уровне – осевая ликвация во всех случаях составила 2 балла.

От каждого темплета были вырезаны по три образца для исследования микроструктуры согласно схеме, приведенной на рис. 4.

Вырезанные из бьюмов образцы для выявления карбидной неоднородности предварительно подвергали закалке с температуры 850 °С с последующим отпуском при 180 °С. Приготовленные пробы травят в 10%-ном растворе азотной кислоты в спирте до черноты для четкого проявления карбидов на фоне матрицы.

Микроструктура образцов, вырезанных (рис. 5) из бьюмов A05, B05, C05 и D05, является характерной для литого изделия из заэвтектидных сталей с содержанием углерода порядка 1%

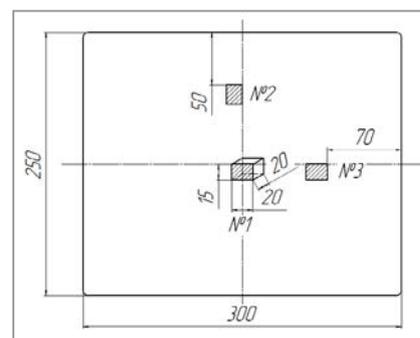


Рис. 5. Схема вырезки проб для исследования микроструктуры

и представляет собой крупнозернистую перлитную смесь с выделением цементита II. После закалки микрошлифа избыточные карбиды четко выражены на фоне мартенситной матрицы. В разных зонах НЛЗ концентрация избыточных карбидов различна (рис. 6). Максимальное количество карбидов сконцентрировано в осевой зоне заготовки как в виде отдельных глобулей, так и в виде грубой сетки по границам литого зерна (рис. 6, *a*). В середине малого и большого радиуса имеет место выделение единичных частиц карбидов. Существенного различия в микроструктуре заготовки с разных ручьев не отмечено.

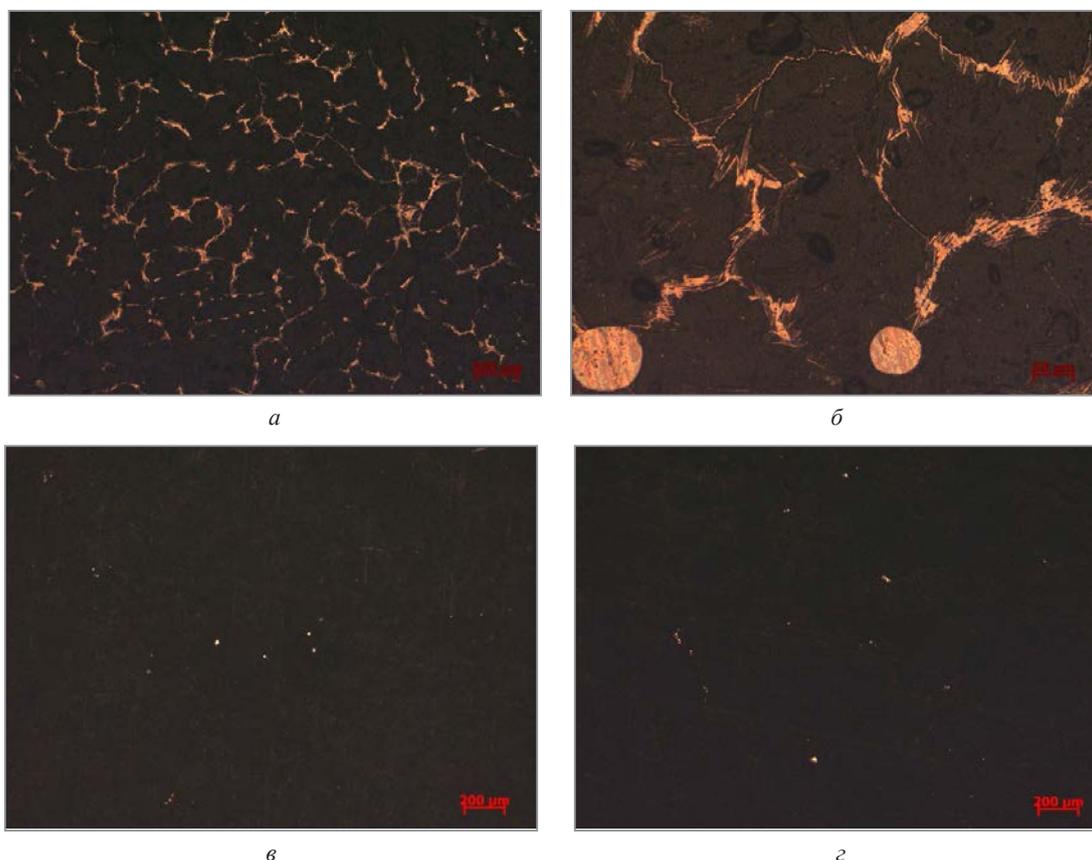


Рис. 6. Микроструктура образца A05: *a*, *б* – фрагменты осевой зоны № 1. $\times 50$ (*a*), $\times 200$ (*б*); *в* – фрагмент середины малого радиуса № 2. $\times 100$; *г* – фрагмент середины большого радиуса № 3. $\times 100$

Для определения влияния режимов нагрева на величину карбидной неоднородности был проведен нагрев НЛЗ перед прокаткой по трем режимам:

- вариант № 1 (образец A05) – нагрев в нагревательной печи стана 370/150 в течение 360 мин (табл. 4);
- вариант № 2 (образцы C05 и B05) – нагрев в нагревательной печи стана 370/150 в течение 600 мин по опытной карте нагрева (табл. 5) с последующей выдачей НЛЗ на аварийную решетку; повторный нагрев в течение 200 мин по штатной карте нагрева (см. табл. 4);
- вариант № 3 (образец D05) – нагрев НЛЗ в подогревательной печи стана 850 в течение 600 мин (табл. 6) с последующей выдачей на аварийную решетку; замедленное охлаждение под термоколпаками до температуры окружающей среды (36 ч); повторный нагрев в печи стана 370/150 в течение 200 мин по штатной карте нагрева (см. табл. 4).

Таблица 4. Режимы нагрева образца A05 в нагревательной печи стана 370/150, вариант 1

Верхняя зона предварительного нагрева	Нижняя зона предварительного нагрева	Верхняя зона основного нагрева	Нижняя зона основного нагрева	Верхняя левая зона томления	Верхняя центральная зона томления	Верхняя правая зона томления	Нижняя торцовая зона томления
Температурный режим работы печи по зонам для проката подшипниковых марок сталей, °С							
860–1050	860–1050	1110–1180	1110–1180	1150–1220	1150–1220	1150–1220	1150–1220
Главным параметром оценки нагрева заготовок является температура поверхности заготовок, измеренная пирометром после прохождения установки гидросбива и должна соответствовать 1090–1180 °С							

Таблица 5. Режим нагрева (гомогенизирующий отжиг) образцов В05 и С05 в нагревательной печи стана 370/150, вариант 2

Верхняя зона предварительного нагрева	Нижняя зона предварительного нагрева	Верхняя зона основного нагрева	Нижняя зона основного нагрева	Верхняя левая зона томления	Верхняя центральная зона томления	Верхняя правая зона томления	Нижняя торцовая зона томления
Температурный режим работы печи по зонам для проката подшипниковых марок сталей, °С							
860–1050	860–1050	1070–1160	1070–1160	1100–1190	1100–1190	1100–1190	1100–1190

Таблица 6. Режим нагрева (гомогенизирующий отжиг) образца D05 в подогревательной печи стана 850, вариант 3

Размер заготовки, мм	Температура в печи по зонам, °С			
	1	2	3	4
250x300x(2900–5500)	1100–1190	1100–1190	1100–1190	1100–1190
Продолжительность нагрева НЛЗ в печи – от 10 до 11 ч. Выдержка в зоне № 4. Соотношение расхода газа и воздуха в диапазоне: зона 1, 2–1:10; зона 3, 4 – от 1:9 до 1:10				

Прокатку блюмов осуществляли в условиях стана 370/150 по действующей технологии на круг диаметром 45 мм.

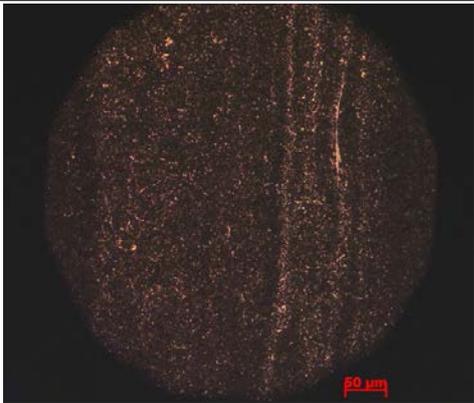
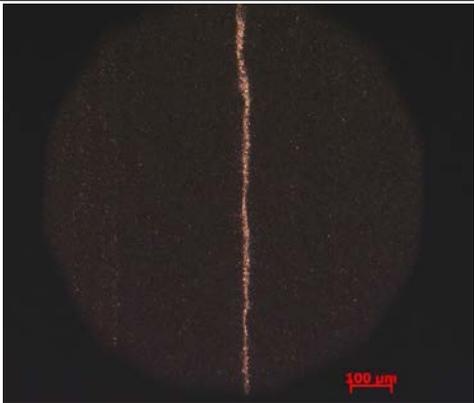
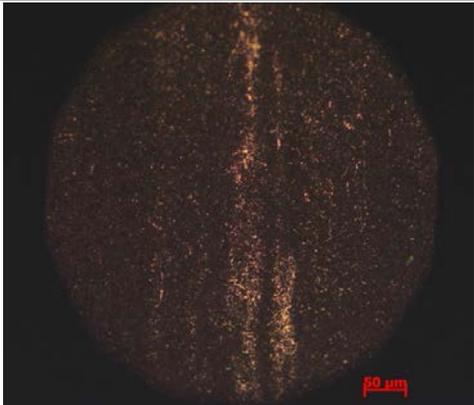
Результаты исследований

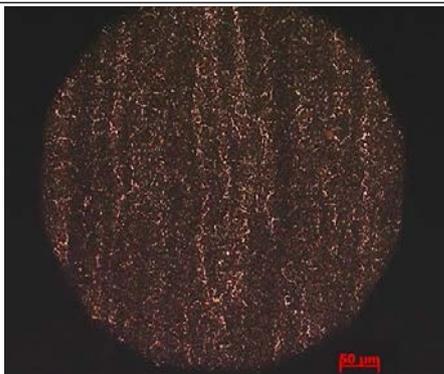
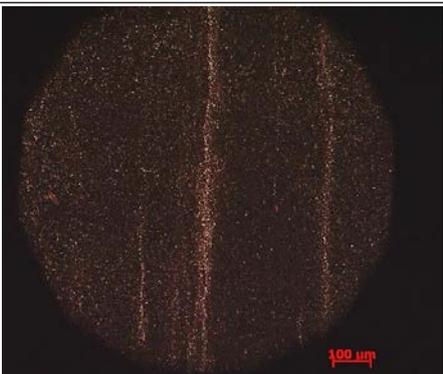
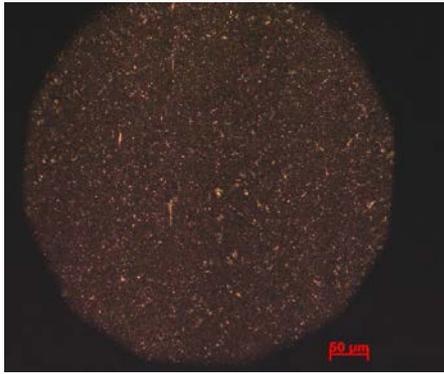
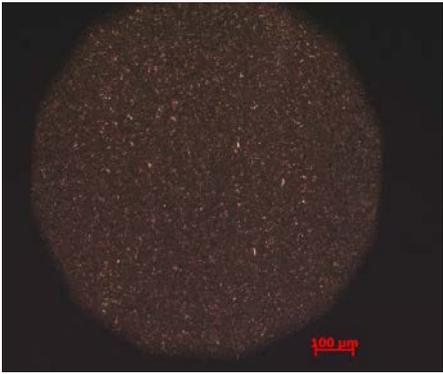
После прокатки были взяты пробы готового круга, произведенные от каждого выделенного блюма А05, В05, С05 и D05. Карбидную неоднородность в готовом прутке оценивали по стандартным шкалам немецкого стандарта SEP 1520 – карбидная сетка CN5, карбидная ликвация в сомкнутой CZ6 и раздробленной CZ7 форме. Микроструктура образцов приведена в табл. 7.

В качестве контрольной группы были использованы образцы из равновесной плавки, которые проходили нагрев и прокатку по штатным режимам.

Результаты оценки карбидной неоднородности даны в табл. 7, 8.

Таблица 7. Микроструктура круга диаметром 45 мм

Карбидная неоднородность в микроструктуре стали марки 100Cr6, травление в 10%-ном растворе азотной кислоты в спирте, поверхность/центр		
Вариант/образец середина радиуса/центр	Карбидная сетка, CN5. x200	Карбидная ликвация CZ6, CZ7. x100
Вариант 1/ Образец А05 CN5.0/5.2 CZ6.0/6.1 CZ7.1/7.2		
Вариант 2/ Образец В05 CN5.0/5.2 CZ6.0/6.1 CZ7.1/7.2		

Вариант/образец середина радиуса/центр	Карбидная сетка, CN5. x200	Карбидная ликвация CZ6, CZ7. x100
Вариант 2/ Образец C05 CN5.0/5.4 CZ6.0/6.1 CZ7.0/7.1		
Вариант 3/ Образец D05 CN5.0/5.0 CZ6.0/6.0 CZ7.0/7.0		

Т а б л и ц а 8. Результаты оценки микроструктуры круга диаметром 45 мм

Ручей МНЛЗ	Образец	Карбидная сетка CN5, середина радиуса/центр, балл	Карбидная ликвация, середина радиуса/центр	
			в сомкнутой форме CZ6, балл	в раздробленной форме CZ7, балл
А	Контрольные образцы	5.0/5.3	6.0/6.1	7.1/7.3
		5.0/5.2	6.0/6.1	7.1/7.2
		5.0/5.1	6.0/6.1	7.1/7.3
	A05	5.0/5.2	6.0/6.1	7.1/7.2
В	Контрольные образцы	5.0/5.4	6.0/6.1	7.2/7.4
		5.0/5.2	6.0/6.1	7.2/7.3
		5.0/5.2	6.0/6.2	7.2/7.2
	B05	5.0/5.2	6.0/6.1	7.2/7.2
С	Контрольные образцы	5.0/5.3	6.0/6.1	7.2/7.4
		5.0/5.3	6.0/6.1	7.1/7.2
		5.0/5.1	6.0/6.1	7.1/7.3
	C05	5.0/5.4	6.0/6.1	7.1/7.2
D	Контрольные образцы	5.0/5.1	6.0/6.1	7.2/7.4
		5.0/5.3	6.0/6.1	7.1/7.3
		5.0/5.2	6.0/6.1	7.3/7.3
	D05	5.0/5.0	6.0/6.0	7.0/7.0

Из таблиц следует, что карбидная неоднородность в образцах A05, B05 и C05 (режимы термообработки варианты № 1 и 2) имеет тот же уровень, что и образцы контрольной группы, отобранные с ручьев А, В и С. Карбидная неоднородность в образце D05 (режим термообработки вариант № 3) значительно ниже, чем в образцах контрольной группы, отобранных с ручья D.

Таким образом, гомогенизирующий отжиг с выдержкой при температуре 1190 °С и последующим замедленным охлаждением под термоколпаками до температуры окружающей среды в течение 36 ч позволяет устранить карбидную неоднородность в непрерывнолитой заготовке и получить горячекатаную подшипниковую сталь с минимальными показателями по карбидной неоднородности CN5.0/5.0, CZ6.0/6.0 и CZ7.0/7.0.

По результатам проведенных исследований можно сделать вывод, что наиболее эффективный результат был получен по **варианту № 3**, который обеспечивает высокие требования для всего сечения прутка не более – карбидная сетка CN 5.3, карбидная ликвация сомкнутая CZ 6.2, карбидная ликвация раздробленная CZ 7.3.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Спектор, А. Г.** Структура и свойства подшипниковых сталей / А. Г. Спектор, Б. М. Зельберт, С. А. Киселева. М.: Металлургия, 1980. 264 с.
2. Влияние факторов нагрева на формирование карбидной сетки в стали ШХ15СГ / А. Б. Стеблов и др. // Литье и металлургия. 2015. № 2(34). С. 77–80.
3. Оптимизация нагрева заготовок из стали ШХ15СГ перед прокаткой / А. Б. Стеблов, В. И. Тимошпольский, Д. В. Ленартович и др. // Сталь. 2005. № 5. С. 58–61.
4. Снижение карбидной сетки в стали ШХ15СГ / П. И. Ящерицын, В. И. Тимошпольский, Д. В. Ленартович, А. Б. Стеблов // Доклады НАН Беларуси. 2004. Т. 48. № 3. С. 117–121.
5. Особенности горячей прокатки высоких полос в ящичном калибре / И. В. Астапенко, Д. М. Васильков // Современные проблемы машиноведения: материалы XII Междунар. науч.-техн. конф. (науч. чтения, посвящ. П. О. Сухому). Гомель, 22–23 нояб. 2018 г. Гомель: ГГТУ им. П. О. Сухого, 2018. С. 114–117.
6. **Стрельченко А. В., Зуев И. А., Астапенко И. В.** Исследование влияния геометрии ящичных калибров валков на образование термоциклических трещин в условиях мелкосортно-проволочного стана горячей прокатки 370/150 ОАО «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «БМК» // Черная металлургия. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-1-80-85>
7. **Стрельченко А. В., Астапенко И. В.** Исследование теплового состояния валков при горячей прокатке сортовых профилей на стане 370/150 ОАО «Белорусский металлургический завод – УКХ «Белорусская металлургическая компания» // Черная металлургия. 2019. Т. 75. № 8. С. 962–970. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-8-962-970>
8. **Бернштейн, М. Л.** Термомеханическая обработка стали / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
9. **Бернштейн, М. Л.** Структура деформированных металлов / М. Л. Бернштейн. М.: Металлургия, 1977. 431 с.
10. **Бернштейн, М. Л.** Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей / М. Л. Бернштейн, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина, С. Д. Прокошкин. М.: Металлургия, 1989. 544 с.
11. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина. М.: Металлургия, 2005. 432 с.
12. Измельчение зерна при рекристаллизации деформированного аустенита и свойства стали / С. З. Некрасова, А. М. Сергиенко, Я. И. Спектор и др. // Физика металлов и металловедение. 1976. Т. 41. Вып. 6. С. 1213–1218.

REFERENCES

1. **Spektor A. G., Zel'bert B. M., Kiseleva S. A.** *Struktura i svojstva podshipnikovykh stalej* [Structure and properties of bearing steels]. Moscow, Metallurgija Publ., 1980. 264 p.
2. **Steblov A. B.** Vlijanie faktorov nagreva na formirovanie karbidnoj setki v stali ShKh15SG [Influence of heating factors on the formation of a carbide mesh in steel ShKh15SG]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2(34), pp. 77–80.
3. **Steblov A. B., Timoshpol'skij V. I., Lenartovich D. V.** Optimizacija nagreva zagotovok iz stali ShH15SG pered prokatkoj [Optimization of heating of billets from steel ШХ15СГ before rolling]. *Stal' = Steel*, 2005, no. 5, pp. 58–61.
4. **Jashhericyн P. I., Timoshpol'skij V. I., Lenartovich D. V., Steblov A. B.** Snizhenie karbidnoj setki v stali ShH15SG [Reduction of carbide mesh in steel ШХ15СГ]. *Doklady Nacional'noj akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2004, vol. 48, no.3, pp. 117–121.
5. **Astapenko I. V., Vasil'kov D. M.** Osobennosti gorjachej prokatki vysokih polos v jashhichnom kalibre [Features of hot rolling of high strips in a box gauge]. *Sovremennye problemy mashinovedenija: materialy XII Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii, Gomel', 22–23 nojab. 2018 g. Modern problems of mechanical engineering: materials of the XII International scientific and technical conference, Gomel, 22–23 november, 2018*. Gomel', GGTU im. P. O. Suhogo Publ., 2018, pp. 114–117.
6. **Strel'chenko A. V., Zuev I. A., Astapenko I. V.** Issledovanie vlijaniya geometrii jashhichnyh kalibrov valkov na obrazovanie termociklicheskih treshhin v uslovijah melkosortno-provolochnogo stana gorjachej prokatki 370/150 ОАО «Belorusskij metallurgicheskij zavod – upravljajushhaja kompanija holdinga «BМК» [Investigation of the influence of the geometry of the box grooves of the rolls on the formation of thermocyclic cracks in the conditions of the 370/150 small-section hot-rolling mill of OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC»]. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-1-80-85>
7. **Strel'chenko A. V., Astapenko I. V.** Issledovanie teplovogo sostojaniya valkov pri gorjachej prokatke sortovyh profilej na stane 370/150 ОАО «Belorusskij metallurgicheskij zavod – UKH «Belorusskaja metallurgicheskaja kompanija» [Investigation of the thermal state of rolls during hot rolling of section sections on mill 370/150 of OJSC «BBSW – Management Company of the Holding «BMC»]. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-8-962-970>
8. **Bernshtejn M. L., Zajmovskij V. A., Kaputkina L. M.** *Termomechanicheskaja obrabotka stali* [Thermomechanical treatment of steel], Moscow, Metallurgija Publ., 1983, 480 p.
9. **Bernshtejn M. L.** *Struktura deformirovannyh metallov* [The structure of deformed metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1977, 431 p.
10. **Bernshtejn M. L., Dobatkin S. V., Kaputkina L. M., Prokoshkin S. D.** *Diagrammy gorjachej deformacii, struktura i svojstva stalej* [Hot deformation diagrams, structure and properties of steels]. Moscow, Metallurgija Publ., 1989, 544 p.
11. **Gorelik S. S., Dobatkin S. V., Kaputkina L. M.** *Rekristallizacija metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 2005, 432 p.
12. **Nekrasova S. Z., Sergienko A. M., Spektor Ja. I.** Izmel'chenie zerna pri rekristallizacii deformirovannogo austenita i svojstva stali [Grain refinement during recrystallization of deformed austenite and properties of steel]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of metals and metal science*, vol. 41, vyp. 6, pp. 1213–1218.