

Влияние остаточного аустенита на эксплуатационную надежность подшипников



Г. А. Околович,
д-р техн. наук,
профессор Алтайского государственного технического университета им. И. И. Ползунова (АлтГТУ)



Т. Г. Шарикова,
канд. техн. наук,
доцент АлтГТУ

В статье приведены результаты исследования структурного состояния, механических свойств и марок стали для подшипников, которые выявили причины нагрева подшипников и заклинивание колесной пары в эксплуатации. Эти нарушения происходят вследствие увеличения размера роликов из-за превращения остаточного аустенита в мартенсит и в результате дефектов термической обработки роликов.

Одна из основных задач, связанных с повышением эффективности работы железнодорожного транспорта, — минимизация затрат на обслуживание и ремонт грузовых вагонов. В то же время значительное количество отцепов вагонов, приводящих к длительным простоям, снижению безопасности движения и частым трудоемким ремонтам, случается по причине неисправности ходовых частей: выход из строя боковых рам и надрессорных балок, заклинивание пятника и подшипников качения — «буксы горят» [1].

Роликовые подшипники для букс железнодорожных вагонов работают в условиях высоких контактных и динамических нагрузок. Долговечность подшипников определяется в основном качеством стали и ее термической обработкой. Наиболее типичные виды их повреждений:

- контактно-усталостное выкашивание (питинг);
- вмятины;
- отслаивания;
- износ;
- трещины;
- коррозия.

Остаточный аустенит сохраняется в структуре закаленной стали, поскольку мартенситное превращение не заканчивается при охлаждении до +20 °С.



Рис. 2. Торце роликового подшипника

Так как аустенит и в отпущенном состоянии не полностью стабилен, он превращается в мартенсит с увеличением объема под действием эксплуатационных напряжений и деформаций, при длительной выдержке при температуре +20 °С, а также при охлаждении ниже 0 °С, что часто приводит к хрупкости стали.

При самопроизвольном превращении остаточного аустенита в процессе длительной эксплуатации увеличиваются размеры изделий, а стабильность размеров снижается.

Для исследования были представлены роликовые подшипники железнодорожных вагонов № 36-23276 E2M 10-6-T, изготовленных на АО «Степногорский подшипниковый завод» (рис. 1, 2).

Визуальный осмотр двух комплектов подшипников не выявил значимых дефектов, кроме цветов побежалости на торцах роликов (желтый цвет) с микротрещинами поверхности (рис. 1, 2). О температуре изделия можно судить по цветам побежалости. В данном случае температура была выше 200 °С.

Вдоль ролика и с торцевой поверхности были изготовлены микрошлифы для дальнейшего исследования.

На торце ролика твердость изменя-



Рис. 1. Роликовый подшипник железнодорожного вагона

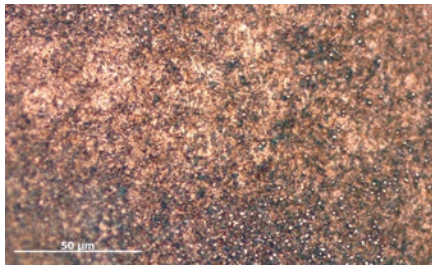


Рис. 3. Структура стали ШХ15СГ ($\times 500$): мартенсит, дисперсные карбиды, остаточный аустенит (светлые тона)

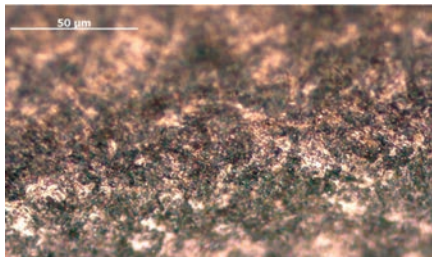


Рис. 4. Структура стали ШХ15СГ ($\times 500$): участок неравномерного превращения остаточного аустенита и незначительного количества выделившихся карбидов

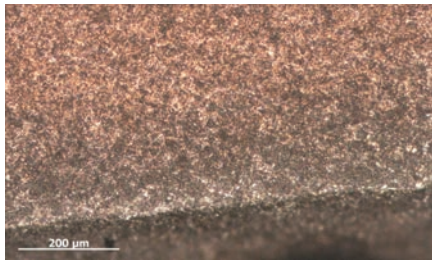


Рис. 5. Структура стали ШХ15СГ ($\times 200$) с трудноразличимыми выделениями карбидной фазы

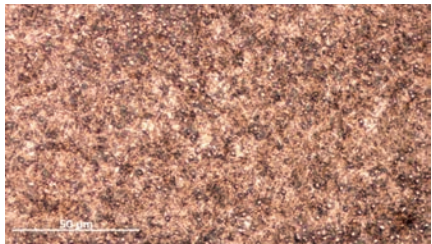


Рис. 6. Структура стали ШХ15СГ ($\times 500$) с равномерным распределением структурных составляющих

лась от 59 до 62 HRC, в центре составила 59–61 HRC, а на кольцевой поверхности (цвета побежалости) — 61–62 HRC. Увеличение твердости произошло вследствие превращения остаточного аустенита в мартенсит при нагреве от трения при контактных нагрузках с повышением твердости и увеличением размеров изделий [1–3], как показали последующие исследования.

Вдоль поверхности ролика твердость изменялась от 59 до 62 HRC у торца под действием контактной циклической нагрузки на поверхности качения. При этом снижалось содержание количества оста-

точного аустенита ($A_{ост}$), а его превращение в мартенсит сопровождалось увеличением объема и дополнительными напряжениями вследствие фазовых превращений и интенсивного трения с возникновением микротрещин [4–12].

Подшипниковая сталь должна обладать рядом качеств: высокой прочностью и твердостью 60...65 HRC в закаленном и отпущенном состоянии, износостойкостью и контактной выносливостью, достаточной ударной вязкостью. Твердость стали определяет износостойкость и контактную выносливость роликов, тип и количество карбидной фазы при ее равномерном распределении.

Повышенное содержание углерода — более 1 % (закаливаемость) — обеспечивает высокую твердость после закалки стали, а содержание хрома более 1 % (для сквозной прокаливаемости) обеспечивает прочность и ударную вязкость при термической обработке. Исходя из вышесказанного предъявляются соответствующие требования к химическому составу и микроструктуре подшипниковых сталей (неметаллические включения, карбидная неоднородность, характер и структура мартенсита закалки), а также к условиям выплавки и качеству. И отклонения от норм химического состава ГОСТ 801-78 не допускает.

Авторами проведено исследование микроструктуры и микротвердости стали. Химический состав определен с помощью метода эмиссионно-спектрального анализа на установке Foundry-Master, содержание углерода определялось химическим методом. В результате выполненного спектрального анализа химический состав соответствует стали ШХ15СГ: 0,85–0,94 % C, 0,535 % Si; 0,998 % Mn; 1,39 % Cr. ГОСТ 801–78: 0,95–1,05 % C; 0,4–0,65 % Si; 0,9–1,2 % Mn; 1,3–1,65 % Cr.

Сталь должна обладать размерной стабильностью, чтобы предотвратить ослабление посадочного натяга или заклинивание подшипников при длительном хранении и эксплуатации. С целью обеспечения требуемой прокаливаемости крупногабаритных подшипников сечением свыше 140 мм для стали ШХ15СГ устанавливаются суженные пределы содержания элементов: массовая доля марганца — 1–1,2 %; хрома — 1,4–1,65 %; кремния — 0,45–0,65 %.

После закалки стали и низкотемпературного отпуска микроструктуру определяли при увеличении от 200 до 500 раз на микроскопах Carl Zeiss Axio Observer и MMP-4.

Структура роликов — мелкокристаллический мартенсит, остаточный аустенит

и карбиды — приведена на рис. 3–6.

Вследствие небольшого размера карбидов, образующихся при отпуске, их рассмотреть практически невозможно при увеличении до 200 раз, как видно из рис. 5. Несмотря на вышесказанное, выявлена структурная полосчатость с различной степенью травимости, отрицательно сказывающаяся на эксплуатационных, технологических и механических характеристиках стали ШХ15СГ. Это приводит к образованию трещин при штамповке роликов, как видно из рис. 7, а трещины в деталях подшипников не допускаются.

В сталях ШХ15 и ШХ15СГ возникает карбидная неоднородность из-за большой ликвации хрома и углерода, проявляющаяся в виде карбидной ликвации. Вторичные карбиды образуют закрытую карбидную сетку. В темнотравящихся полосках концентрируются карбиды (рис. 8) цементитного типа (Fe_3C), которые характеризуются различным содержанием хрома: когда его более 9 %, карбиды не травятся [13–17].

Измерение микротвердости на приборе ПМТ-3 показало высокую твердость карбидов HV1100 (~70 HRC). Для сохранения высокой твердости и, как следствие, повышенной износостойкости отпуск необходимо выполнять при пониженных температурах (150–175 °C). Сказанное должно обеспечивать повышение вязкости стали благодаря снижению тетрагональности мартенсита и внутренних напряжений без интенсивного распада остаточного аустенита, сопровождающегося снижением ударной вязкости. Общая продолжительность отпуска зависит от массы и размеров деталей и колеблется от 2,5–3,5 до 7–9 часов для деталей крупногабаритных подшипников. Интенсивный распад аустенита начинается при температурах более 275 °C.

Остаточный аустенит сохраняется в структуре сталей, отпускаемых с сохранением высокой твердости, и может значительно влиять на их основные свойства.

Исследование, проведенное авторами, показало, что аустенит не стабилен полностью даже в отпущенном состоянии и с неодинаковой интенсивностью превраща-

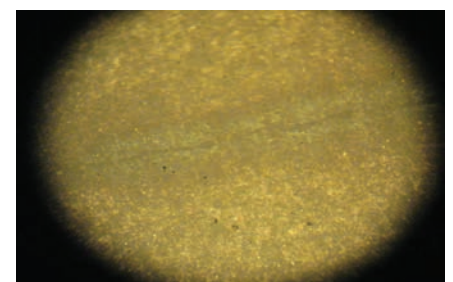


Рис. 7. Трещина вдоль ролика ($\times 200$)



Рис. 8. Карбидная ликвация на торце ролика ($\times 200$)

ется под воздействием нижеприведенных причин:

1. Напряжения и деформации в эксплуатации вызывают превращение в отдельных объемах и охватывают тонкие поверхностные слои.

2. Охлаждение до температур ниже $0\text{ }^{\circ}\text{C}$. Превращение протекает по всему объему и в большинстве случаев охрупчивает сталь.

3. После длительной выдержки при температуре $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ даже при отсутствии заметных нагрузок (по всему объему — $3\text{--}5\%$).

4. Замедление непрерывного охлаждения при закалке приводит к стабилизации аустенита [6–8].

5. Выдержка закаленной стали при температуре $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, более одного часа без отпуска вызывает свободную стабилизацию, заключающуюся в том, что при последующем охлаждении до низких температур превращается уже меньшее количество аустенита. Тем не менее низкотемпературный отпуск закаленной стали не создает полной устойчивости аустенита — и некоторое количество его превращается и в отпущенной стали при повторном, особенно многократном, охлаждении ниже $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ [18–20].

Превращение протекает одинаково в закаленной и отпущенной стали и нечувствительно к вышеуказанной стабилизации аустенита. При самопроизвольном превращении аустенита увеличиваются размеры, что приводит к снижению их стабильности. Если изделие в эксплуатации охлаждается и нагревается даже до $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, то стабильность нарушается еще больше [3].

Вышесказанное происходило с подшипниками. Зимой они охлаждались до $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ — с превращением аустенита в мартенсит, увеличением объема и натяга. Контактные нагрузки вызвали превращение аустенита в мартенсит деформации (M_d) вследствие пластической деформации в зоне контакта.

Перечисленные явления сопровождалось нагревом от трения контактирующих поверхностей более $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ (цвета побежалости). При эксплуатации подшипников в условиях граничного трения из-за перегрева возможно разрушение граничной смазки, что сопровождается схватыванием.

В отличие от стали ШХ15 сталь ШХ15СГ после отпуска при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ имеет недостаточ-

ную стабильность при рабочих температурах до $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выше — и заметную нестабильность даже при $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ — из-за неполного разложения остаточного аустенита при отпуске. Отпуск при $275\text{ }^{\circ}\text{C}$ дает приемлемую стабильность размеров в эксплуатации при температурах до $150\text{--}200\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Влияние аустенита на износостойкость более сложно: отрицательное вызвано снижением сопротивления пластической деформации и усиливающимся искажением формы рабочей кромки, а положительное связано с возрастанием вязкости, что уменьшает сколы [18–20].

Результаты исследований позволяют сделать следующие выводы:

1. Превращение остаточного аустенита в мартенсит с увеличением размеров роликов привело к нагреву и заклиниванию роликовых подшипников в эксплуатации.

2. Нарушение технологического процесса термической обработки стали в производстве подшипников (перегрев при нагреве под закалку или увеличение времени выдержки) привело к повышенному содержанию остаточного аустенита и его устойчивости против отпуска.

3. Только после отпуска закаленной стали при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ для более полного превращения остаточного аустенита в мартенсит можно получить высокую стабильность размеров стали ШХ15СГ при нагреве в эксплуатации до $200\text{ }^{\circ}\text{C}$.

4. Существенно повысить структурную и размерную нестабильность стали ШХ15СГ можно посредством обработки холодом после закалки в сочетании с последующим отпуском при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ для снятия термических напряжений в течение $3\text{--}6$ часов.

5. На аустенометре можно определить количество остаточного аустенита в новых подшипниках (с использованием образца-свидетеля) [4], а на разрушенных — визуально [1, с. 173].

6. Допуски и посадки подшипников приводятся в технических условиях производителя. ■

Литература

1. Контроль качества термической обработки стальных полуфабрикатов и деталей : справочник. — Москва: Машиностроение, 1984.
2. Спектор, А. Г. Структура и свойства подшипниковых сталей / А. Г. Спектор, Б. М. Зельберт, С. А. Киселева. — Москва: Metallurgia, 1980.
3. Эйфер, М. Ю. Пути повышения долговечности деталей подвижного состава. — Транспорт, 1966. — 144 с.
4. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали. —

Москва: Metallurgia, 1983.

5. Башнин, Ю. А. Технология термической обработки. — Москва: Metallurgia, 1986.
6. Околович, Г. А. Легированные инструментальные стали // Металловедение и термическая обработка металлов. — № 9. — 2006. — С. 4–9.
7. Садовский, В. Д. Структурная наследственность стали. — Москва: Metallurgia, 1973.
8. Счастливец, В. М. Влияние скорости охлаждения на количество остаточного аустенита при бейнитном превращении / В. М. Счастливец, Ю. В. Калетина, Е. А. Фокина [и др.] // Физика металлов и металловедение. — 2014. — Т. 115. — № 10. — С. 1052–1063.
9. Курдюмов, Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. — Москва: Наука, 1977.
10. Садовский, В. Д. Остаточный аустенит в закаленной стали / В. Д. Садовский, Е. А. Фокина. — Москва: Наука, 1986.
11. Садовский, В. Д. Превращения переохлажденного аустенита: атлас диаграмм. — Свердловск; Москва: Metallurgizdat, 1947.
12. Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов: учебник для вузов. — Москва: Metallurgia, 1986.
13. Металлография железа: с атласом микрофотографий: в 3 томах. — Москва: Metallurgia, 1972. — Т. 2: Структура сталей.
14. Энтин, Р. И. Превращение аустенита в стали. — Москва: Metallurgizdat, 1960.
15. Счастливец, В. М. Структура термически обработанной стали / В. М. Счастливец, Д. А. Мирзоев, И. Л. Яковлева. — Москва: Metallurgia, 1994.
16. Bhadeshia H. K. D. H. Bainite in Steels. — London: The Institute of Materials, 1992.
17. Околович, Г. А. Термическая обработка из межкритического интервала температур // Ползуновский вестник. — 2005. — № 2. — Ч. 2. — С. 122–123.
18. Околович, Г. А. Исследование причин заклинивания в эксплуатации роликовых подшипников железнодорожных вагонов / Г. А. Околович, Т. Г. Шарикова, М. В. Гертер [и др.] // Ползуновский альманах. — 2015. — № 2. — С. 107–110.
19. Околович Г. А., Кураков Д. В., Шарикова Т. Г., Чекалина С. А. Термическая обработка пружин железнодорожного транспорта // Ползуновский альманах. 2015. № 2. С. 141–145.
20. Околович Г. А., Беленко Н. А. Влияние остаточного аустенита на эксплуатационную надежность подшипников // Ползуновский вестник. 2019. № 4. С. 85–89.