

Т. А. Лычагина, Д. И. Николаев, А. Ф. Санин, Ю. В. Татарко

Исследование кристаллографической текстуры колесной стали методом дифракции нейтронов

Цельнокатаные и цельнокованные колеса для железнодорожного подвижного состава выпускают в настоящее время около пятнадцати промышленных предприятий, расположенных в разных странах мира (Бельгия, РФ, Украина, Франция, Чехия и др.). По данным Комитета по железнодорожным колесам Европейской ассоциации производителей железнодорожной техники, мировая потребность в колесах составляет около 4,8 млн штук в год. Рынок пассажирского подвижного состава в Европе ежегодно возрастает на 3 % (по информации Международного союза железных дорог). Для изготовления одного колеса требуется около 500 кг стали. Стоимость стали в период с 2004 по 2010 г. выросла на 100–120 %. Рост стоимости стали приводит к росту стоимости колес. Поэтому для эксплуатирующих

компаний важной задачей становится увеличение срока эксплуатации колес, а для предприятий-производителей колес — использование максимально эффективных способов производства высококачественного металла. Вот почему изучение вопроса качества колесной стали является очень актуальным как в научном, так и в практическом направлении.

Одним из путей повышения качества колес является модифицирование расплава стали. При модифицировании в расплав вводят небольшое количество дополнительных химических элементов с целью совершенствования свойств сплава путем изменения его структуры (размера, формы зерна), а также преимущественных ориентировок кристаллитов, т.е. текстуры. Введение модификаторов приводит к дроблению зерна. Кроме

T. A. Lychagina, D. I. Nikolayev, A. F. Sanin, J. V. Tatarko

Wheel Steel Crystallographic Texture Investigation by Neutron Diffraction

Solid-rolled wheels for railway rolling stock are currently produced by about fifteen industrial enterprises in different countries (Belgium, the Czech Republic, France, Russia, Ukraine, etc.). According to the Railway Wheels and Wheelsets Committee (ERWA), the global demand for wheels is about 4.8 million units per year. The passenger rolling stock market in Europe increases annually by 3% (according to the International Union of Railways). It takes about 500 kg of steel to produce one rail wheel. The price of steel has increased by 100–120% from 2004 to 2010. The increase in the steel prices leads to the increase in the prices of wheels. Therefore, prolonging the service life of wheels becomes an important task for railway companies, and using the most efficient methods of high-quality metal pro-

duction — for producers of wheels. That is why the study of rail wheel steel quality is urgent from both scientific and practical points of view.

One of the ways to improve the quality of wheels is the modification of molten steel. The modification involves the introduction of small amounts of additives to modify the properties of the alloy by changing its microstructure (grains size, grains shape) and preferred orientations, i.e., texture. The introduction of modifiers results in grain refinement. Besides, the additional atoms incorporated into the crystal lattice cause its distortion. This process could result in the blocking of dislocations and, consequently, in alloy hardening. The final operational properties of wheels depend on several factors, namely, the chemical composi-

того, атомы дополнительных химических элементов искажают кристаллическую решетку, что приводит к блокировке дислокаций и связанному с этим упрочнению сплава. Конечные эксплуатационные свойства колес зависят от ряда факторов: химического состава, макро- и микроструктуры, а также от кристаллографической текстуры стали. Технология производства колес включает такие операции, как ковка, штамповка, прокатка, которые могут приводить к формированию текстуры. Последующая температурная обработка (отжиг, закалка и отпуск для ободов) может влиять на изменение текстуры. Кристаллографическая текстура может приводить к хрупкому растрескиванию стальных изделий [1–3], т. е. являться одной из причин их разрушения.

Целью настоящей работы является исследование влияния модифицирования и термомеханической обработки колесной стали марки R7 на кристаллографическую текстуру колес, изготовленных из этой стали. Таким образом, в работе мы проверяли, могут ли модифицирование и технологические операции приводить к формированию нежелательной текстуры в железнодорожных колесах.

В работе исследовались образцы, вырезанные из колес, изготовленных как из серийной, так и из опытной (модифицированной) стали марки R7. Колесная

сталь марки R7 является многокомпонентной и содержит в своем составе ряд карбидообразующих элементов (Mn, Cr, Ti, V, Mo), две вредные примеси (S, P) и микролегирующие компоненты (Si, Ni, Cu, Al). В опытную сталь дополнительно вводили в качестве модификатора элементы системы Al–Mg–Si–Fe–C–Ca–Ti–Ce. Разработанный модификатор имеет дискретную структуру, высокую растворимость в расплаве и интенсивное многофункциональное взаимодействие со сплавом. Введение модификатора приводит к улучшению ряда свойств стали R7 [4, 5]. Например, уменьшение количества неметаллических включений и изменение их формы с продолговатой на глобулярную уменьшает риск растрескивания.

Для измерения текстуры были отобраны четыре образца из обода колеса и четыре образца из переходной зоны колеса (от ступицы к диску). Именно в этой переходной зоне иногда образуются трещины при усталостных циклических испытаниях. Образцы 1 и 3 были вырезаны из колеса, изготовленного из модифицированного металла, образцы 2 и 4 — из серийного. Образцы 3 и 4 — после деформации, соответствующей технологическим операциям при изготовлении колеса, а 1 и 2 — после последующей термической обработки.

tion, the macro- and microstructure and also the crystallographic texture of the steel. The production technology of rail wheels includes such operations as forging, press forming and rolling that can lead to texture formation. The subsequent temperature treatment (annealing, quenching and tempering for rims) can also induce changes in texture. The crystallographic texture can cause brittle cracking in steel products [1–3], so it can be one of the reasons for rail wheel damage.

The aim of this work is to study the impact of the modification and thermo-mechanical treatment on the crystallographic texture of wheels made from steel R7. So we tested whether the modification and technological operations lead to the formation of undesirable texture in rail wheels.

The samples under study were cut from the rail wheels produced from steel R7. The samples were cut from both conventional (non-modified) and experimental (modified) R7 steel. The Al–Mg–Si–Fe–C–Ca–Ti–Ce system was added to steel for modification. The developed modifier has a discrete structure, high solubility in the melt and the intensive multi-functional interaction with the steel. R7 grade steel is multicomponent and contains a set of carbide-forming elements (Mn, Cr, Ti, V, Mo), two harmful impuri-

ties (S, P) and micro-alloying components (Si, Ni, Cu, Al). It was found that the modification of steel R7 improves a number of its properties [4, 5]. For example, the reduction of non-metallic inclusions and change of their shape from oblong to globular decrease the risk of cracking.

For texture investigations, four samples from the wheel rim and four samples from the transition zone (between the wheel hub and disk) were selected. It is in this transition zone that cracks sometimes appear under fatigue cycling tests. Samples 1 and 3 were cut from a modified steel wheel, whereas samples 2 and 4 were cut from a conventional steel wheel. Samples 3 and 4 underwent deformation according to the technological operations of rail wheel production, and samples 1 and 2 were subjected to the temperature treatment following the deformation.

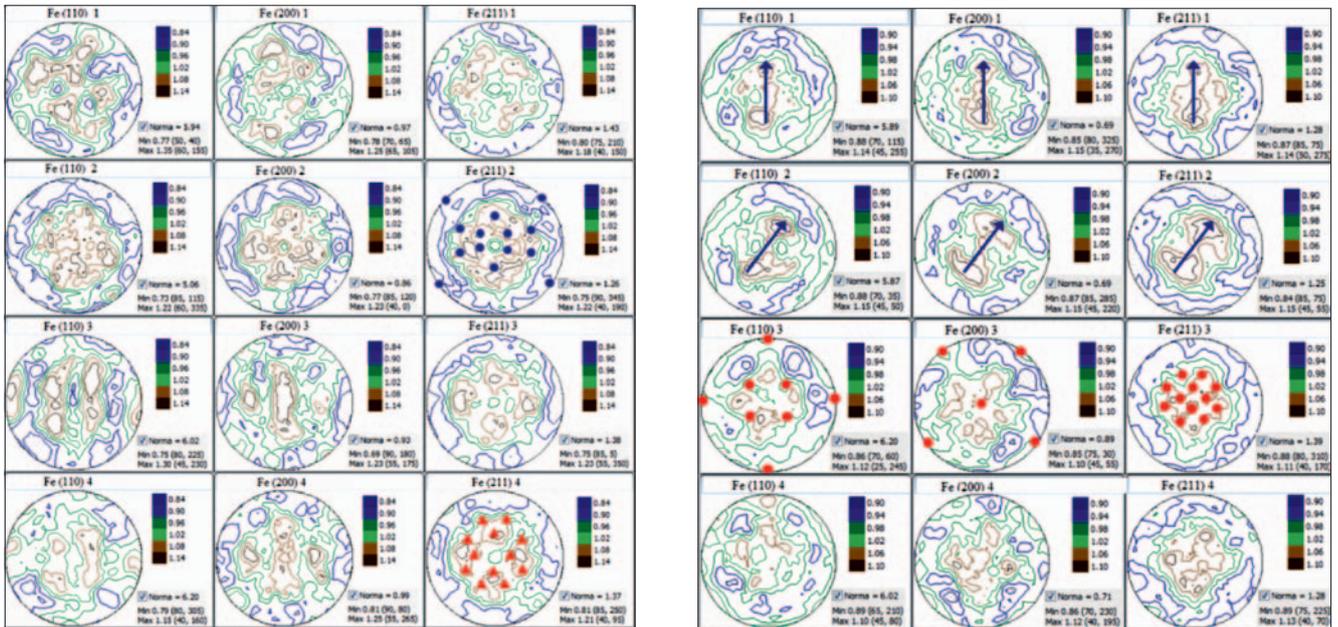
The texture measurements were carried out using the neutron diffraction time-of-flight technique on the SKAT diffractometer [6] at the IBR-2 reactor (Dubna, JINR). The sample volume was about 10 cm³. Three complete pole figures (PFs) (110), (200), (211) for α -Fe phase in 5° × 5° grid were extracted from the set of 1368 measured spectra for each sample. The local peak fitting procedure was used for the PFs extraction [7, 8].

Измерение текстуры проведено на дифрактометре СКАТ [6], расположенном на реакторе ИБР-2 (ОИЯИ, Дубна) с применением метода времяпролетной нейтронной дифракции. Объем образцов составлял приблизительно 10 см³. Три прямые полные полюсные фигуры (ПФ) (110), (200), (211) для α -Fe на сетке 5° × 5° были извлечены из набора 1368 дифракционных спек-

тров для каждого образца. Для построения полюсных фигур была использована процедура локальной подгонки пиков [7, 8].

На рисунке показаны три измеренные полные ПФ для четырех образцов из переходной зоны колеса. Текстура в этой зоне оказалась слабой во всех исследованных образцах. Модифицирование привело к

Слева: сглаженные экспериментальные полюсные фигуры (110), (200), (211) для α -Fe для четырех образцов из переходной зоны колеса. Справа: сглаженные экспериментальные полюсные фигуры (110), (200), (211) для α -Fe для четырех образцов из обода колеса. Красными точками обозначена компонента текстуры деформации. Синие стрелки показывают поворот текстурной компоненты в образце из модифицированной стали по сравнению с образцом из серийной стали



Left: the smoothed pole figures (110), (200), (211) of α -Fe phase for four samples from the transition zone of a rail wheel. The red triangles show the deformation texture component, whereas the blue circles indicate the recrystallization texture component. Right: the smoothed pole figures (110), (200), (211) of α -Fe phase for four samples from the rail wheel rims. The red circles show the deformation texture component. The blue arrows demonstrate the texture component rotation in the sample from the modified steel as compared to that in the sample from the conventional steel

Three measured complete PFs for four samples from the transition zone of a rail wheel are presented at the left of the figure. The texture in the transition zone of the rail wheel is rather weak for all the investigated samples. The modification has resulted in the reorientation of the texture component. This follows from the comparison of PFs for samples 1 and 2. The modification has also led to a slight enhancement of the texture component in PF (110) for sample 3 as compared to that for sample 4. The annealing has not weakened the texture. The pole density maximum is 1.35 mrd (multiple random distribution) in PF (110) and 1.25 in PF (200) for sample 1 (after annealing), whereas it is 1.3 mrd in PF (110) and 1.23 mrd in PF (200) for sample 3 (after deformation without annealing). For samples 3 and

4 the deformation component (001) \langle 100 \rangle and for samples 1 and 2 the recrystallization component (011) \langle 100 \rangle have been revealed, which is typical for body-centered cubic materials. The deformation component is indicated by red triangles and the recrystallization component by blue circles in PF (211) at the left of the figure. These components are shown only for one PF to avoid excessive details in the figure. The position of these texture components are in accordance with the calculations given in [9]. It should be emphasized that our measurements have made it possible to reveal the texture components corresponding to the technological operations even in the case of weak pole density values. The texture component reorientation during heat treatment (annealing) can be explained by the second-

переориентации текстурной компоненты. Это следует из сравнения ПФ для образцов 1 и 2. Также модифицирование привело к небольшому усилению текстурной компоненты на ПФ (110) для образца 3 по сравнению с образцом 4. Отжиг не ослабил текстуру. Максимум полюсной плотности для образца 1 (после отжига) составляет 1,35 mrd (единицы изотропного распределения) на ПФ (110) и 1,25 mrd на ПФ (200), в то время как для образца 3 (после деформации без отжига) 1,3 mrd на ПФ (110) и 1,23 mrd на ПФ (200). Для образцов 3 и 4 была выявлена компонента текстуры деформации (001) $\langle 100 \rangle$, а для образцов 1 и 2 — компонента текстуры рекристаллизации (011) $\langle 100 \rangle$, которые являются характерными для ОЦК металлов. Слева на рисунке на ПФ (211) деформационная компонента отмечена красными треугольниками, а компонента текстуры рекристаллизации — синими точками. Эти компоненты показаны только на одной ПФ, чтобы избежать перегрузки рисунка. Положение этих текстурных компонент соответствует расчетам, проведенным в [9]. Следует подчеркнуть, что на основании наших измерений даже для очень слабой текстуры удалось выявить текстурные компоненты, соответствующие технологическим операциям при изготовлении колес. Переориентация текстурной компоненты при отжиге может быть объяснена процессами

ary recrystallization processes and phase transition in steel. The changes in the scattering of the texture components in the modified samples are associated with the introduction of the modifier as well as with several differences in the heat treatment modes that were applied to the experimental and conventional steels.

Three measured complete PFs for four samples from the rail wheel rims are presented at the right of the figure. The texture in the rims is very weak in all measured samples and is hardly affected by the heat treatment. It should be pointed out that the texture in the samples from the rail wheel rim is weaker than that in the samples from the transition zone. The addition of the modifier and some changes in the modes of heat treatment (annealing, quenching, tempering) rotates the texture component by approximately 45°. This rotation is shown by the arrows at the right of the figure. The tendency to the alignment of α -Fe (110), (200) and (211) planes near the tangential direction of the rim in the sample from the modified steel after the heat treatment can be observed.

вторичной рекристаллизации и фазовым переходом в стали. Изменения в рассеянии текстурной компоненты в модифицированных образцах связаны с введением модификатора, а также с некоторыми отличиями в режимах термической обработки, которые применялись к серийной и опытной сталям.

Три полюсные фигуры для четырех образцов из обода колеса представлены на рисунке справа. Текстура в ободе очень слабая для всех измеренных образцов и почти не изменяется после термической обработки. Следует отметить, что текстура в образцах из обода слабее, чем в образцах из переходной зоны колеса. Введение модификатора вместе с некоторыми изменениями в режимах термической обработки (отжиг, закалка, отпуск) приводит к повороту текстурной компоненты приблизительно на 45°. Это вращение показано стрелками на рисунке справа. Также наблюдалась тенденция к выстраиванию плоскостей α -Fe (110), (200) и (211) вдоль направления по касательной к ободу в образцах из модифицированной стали после термической обработки.

Список литературы / References

1. Шкатуляк Н. М., Ткачук Е. Н. Влияние внутреннего циклического давления на текстуру и разрушение трубы из низкоуглеродистой стали // Физика и техника высоких давлений. 2012. Т. 22, № 1. С. 107.
Shkatulyak N. M., Tkachuk E. N. Influence of Internal Cycling Pressure on Texture and Fracture of Pipes from Low Carbon Steel // Fizika i tekhnika vysokikh davlenii. 2012. V.22, No. 1. P.107 (in Russian).
2. Усов В. В. и др. // Изв. АН СССР. Металлы. 1990. Т. 1. С. 120.
Usov V. V. et al. // Russian Metallurgy. Metally. 1990. V.1. P.120.
3. Лякишев Н. П. и др. // Изв. РАН. Металлы. 2000. Т. 2. С. 68.
Lyakishev N. P. et al. // Russian Metallurgy. Metally. 2000. V. 2. P. 68.
4. Маркова И. А. и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2013. Т. 6. С. 73.
Markova I. A. et al. // Metallurgical and Mining Industry. 2013. V.6. P.73.
5. Татарко Ю. В., Санин А. Ф. Влияние модифицирования на свойства колесных сталей // Металловедение и обработка металлов. 2012. Т. 4. С. 35.
Tatarko J. V., Sanin A. F. Influence of Modification on Quality of Rail Wheel Steel // Metalloznavstvo ta obrobka metalliv. 2012. V.4. P.35 (in Ukrainian).
6. Ullemeyer K. et al. The SKAT Texture Diffractometer at the Pulsed Reactor IBR-2 at Dubna: Experimental Layout and First Measurements // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. A. 1998. V. 412, No. 1. P.80.
7. Lychagina T., Nikolayev D. // Crystallography Reports. 2007. V. 52, No. 5. P. 774.
8. Lychagina T., Nikolayev D., Wagner F. // Texture, Stress and Microstructure. 2009. 237485.
9. Matthias S., Vinel G., Helming K. Standard Distributions in Texture Analysis. Berlin: Akad.-Verlag, 1987.