
II. Результати наукових досліджень

УДК 620.18:669.112.227.1:669.141.24:621.771.294

**А. И. Бабаченко, Е. Г. Дёмина, А. В. Кныш,
А. Н. Хулин, Ж. А. Дементьева**

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА РАЗМЕР АУСТЕНИТНЫХ ЗЁРЕН В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС

Исследован процесс роста зёрен аустенита в образцах углеродистых сталей марок «ER 7» и «2» с разными исходными структурными состояниями при нагреве в интервале температур 810–1300 °С. Показано, что структура аустенита остаётся мелкозернистой до температуры 900 °С в образцах, вырезанных как из слитка сифонной разливки, так и из непрерывно-литых заготовок. Определено, что температура начала интенсивного роста (собирательной рекристаллизации) зёрен аустенита для стали марки «ER 7» с 0,4–0,5 масс.% С составляет ~1000 °С, а марки «2» с 0,5–0,6 масс.% С – ~1100 °С независимо от типа исходной заготовки. Установлено, что микроструктура образцов непрерывно-литых заготовок при нагреве до температуры горячей деформации колёсных заготовок характеризуется меньшим на 30 %, по сравнению со структурой аустенита в образцах слитка, средним размером зерна аустенита.

***Ключевые слова:** углеродистая сталь, температура нагрева, зерно аустенита, колёсная заготовка.*

Введение

Существенным этапом в формировании механических свойств железнодорожных колёс является операция по нагреву исходных заготовок под деформацию. Основное значение этой операции заключается в придании металлу запаса пластичности, необходимого для формообразования и выравнивания состава стали. При этом с повышением температуры нагрева не только увеличивается пластичность металла, а и более интенсивно проходит выравнивание состава в осях и межосных участках дендритов. Вместе с тем, повышение уровня однородности стали вследствие гомогенизации и, соответственно, характеристик механических свойств металла, как и уменьшение анизотропии, имеют отрицательные стороны: с ростом температуры и времени выдержки увеличиваются величина зерна и степень пограничной адсорбции примесей – что отрицательно сказывается на уровне пластичности и вязкости.

© Бабаченко Александр Иванович, доктор технических наук, директор, заведующий отделом проблем деформационно-термической обработки конструкционных сталей (ОПД-ТОКС) Института чёрной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины; р.т. (056)7900521, ф. (056)7765924, м. (050)3628289, (067)6333465; a_babachenko@mail.ru; Дёмина Екатерина Геннадиевна, кандидат технических наук, старший научный сотрудник ОПД-ТОКС; р.т. (056)7905785, м. (095)8908560; katty20@ua.fm; Кныш Андрей Владимирович, кандидат технических наук, старший научный сотрудник ОПДТОКС; р.т. (056)7905785, м. (050)4802584; andrey.knish@mail.ru; Хулин Артём Николаевич, кандидат технических наук, научный сотрудник ОПДТОКС; р.т. (056)7905785, м. (093)4896691; okc.testcenter@mail.ru; Дементьева Жанна Андреевна, научный сотрудник ОПДТОКС, р.т. (056)7905785, м. (050)6559928; okc.testcenter@mail.ru; 49050, г. Днепропетровск, пл. акад. Стародубова, 1

Согласно ГОСТ 10791-2011 «Колёса цельнокатаные. Технические условия», исходной заготовкой в производстве железнодорожных колёс могут быть как слиток сифонной разливки, так и непрерывно-литая заготовка (НЛЗ), а в наших работах [1–3] определено, что при практически одинаковых диаметре и химическом составе (углеродистая сталь марки «2» с ~0,6 % С (EN13262(D):2004 «Railway applications – wheelsets and bogies – wheels – product requirements (Транспорт железнодорожный. Колесные пары и тележки. Колеса. Требования к изделию)»)) в образцах – непрерывно-литых заготовках микроструктура характеризуется более плотным дендритным строением и, как следствие, более равномерным распределением химических элементов, образовавшимся в результате дендритной ликвации, а также меньшими размерами зёрен аустенита.

По сечению исходных заготовок (как слитка, так и непрерывно-литых заготовок) средний размер зёрен аустенита $D_{исх}$ изменяется практически в 2 раза и, в частности, в образцах – непрерывно-литых заготовках составляет: в поверхностных слоях – 850 мкм; центральных – 1800 и 1650 мкм для сталей марок «ER 7» (ГОСТ 10791-2011 «Колёса цельнокатаные. Технические условия») и «2» соответственно, а в образцах для слитка (сталь марки 2) $D_{исх} = 1800$ и 3200 мкм, соответственно, в поверхностных и центральных слоях [3].

Цель данного исследования заключалась в установлении влияния исходного структурного состояния и характерной для горячей деформации температуры нагрева на рост зёрен аустенита в углеродистых сталях, предназначенных для использования в производстве железнодорожных колёс.

Материалы и методы экспериментов

Материалами для исследования служили образцы 30×15×15 мм, вырезанные в поверхностных и центральных слоях слитка сифонной разливки с $\varnothing = 485$ мм, а также непрерывно-литые заготовки с $\varnothing = 450$ мм из сталей марок «2» с 0,5–0,6 % С и «ER 7» с 0,4–0,5 % С. Химический состав исследованных сталей представлен в Таблице:

Таблица

Химический состав слитка и НЛЗ

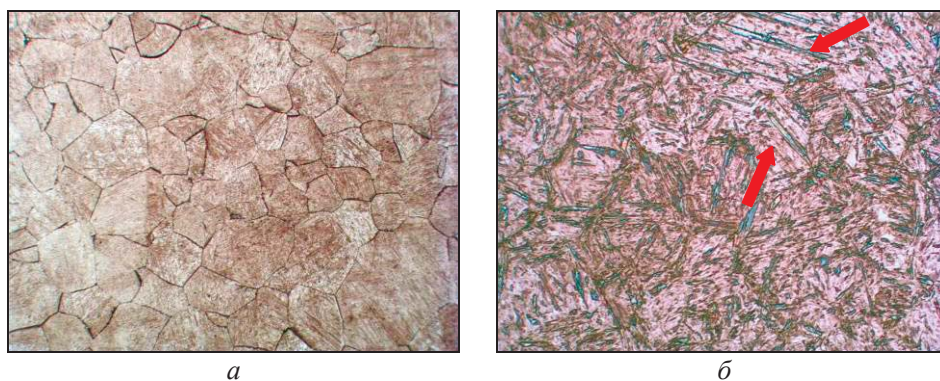
Марка стали	Литой металл	Содержание основных элементов, масс.%				
		С	Mn	Si	P	S
«2»	Слиток с $\varnothing = 485$ мм	0,61	0,73	0,35	0,016	0,004
«2»	НЛЗ с $\varnothing = 450$ мм	0,57	0,73	0,29	0,011	0,005
Требования ГОСТ 10791-2011		0,55–0,63	0,50–0,90	0,22–0,45	≤0,030	≤0,025
«ER7»	НЛЗ № 1 с $\varnothing = 450$ мм	0,48	0,73	0,29	0,008	0,005
Требования EN13262(D)		≤0,52	≤0,80	≤0,40	≤0,020	≤0,015

Нагрев исходных колёсных заготовок перед горячей деформацией в современных цехах производят в кольцевых методических печах с вращающимся подом в течение 6 часов до 1260–1280 °С. Исходя из этого, с целью моделирования процесса нагрева колёс в кольцевой печи в лабораторных условиях образцы нагревали до температур 810–1300 °С в печи «СНОВ-1.1.2,5/14» со скоростью нагрева 5 °С/мин. Температуру в печи измеряли Pt–10%Rh-

термопарой и милливольтметром «МПП-254М». Время выдержки рассчитывали как 1,5 мин на 1 мм сечения. Структурное состояние аустенита фиксировали путем закаливания образцов в 10%-м водном растворе NaCl.

Микроструктуру образцов выявляли травлением в 4%-м спиртовом растворе HNO_3 (ниталь). Металлографический анализ выполняли на световых микроскопах «Axiovert 200 M MAT» и «Neophot 32» производства фирмы «Carl Zeiss», а подсчёт размеров зёрен – методом секущих в программе «AxioVision 4.6.3» в полуавтоматическом режиме.

Размер зёрен аустенита определяли, ориентируясь либо по выделившейся на их границах сетке троостита (рис. 1, а), либо же по длине мартенситных игл (рис. 1, б). В свою очередь, мартенсит имеет характерное игольчатое строение, и размер его игл (кристаллов) определяется размером исходного аустенитного зерна, так как первые иглы мартенсита проходят через все зерно, а поэтому чем мельче исходное зерно аустенита, тем меньше и кристаллы мартенсита [4].



а – структура мартенсита с выделениями троостита на границах зёрен ($\times 50$); б – мартенсит линзообразный ($\times 500$)

Рис. 1. Микроструктура углеродистой стали марки «ER 7» после закалки

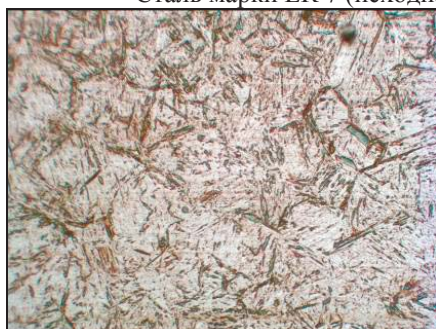
Результаты исследований

Микроструктура образцов углеродистых сталей марок «ER 7» и «2» после нагрева до температур 810–1300 °С показана на рис. 2:

Температура нагрева 810 °С

Температура нагрева 1300 °С

Сталь марки ER 7 (исходная заготовка-НЛЗ с $\text{Ø} = 450$ мм)



а



б

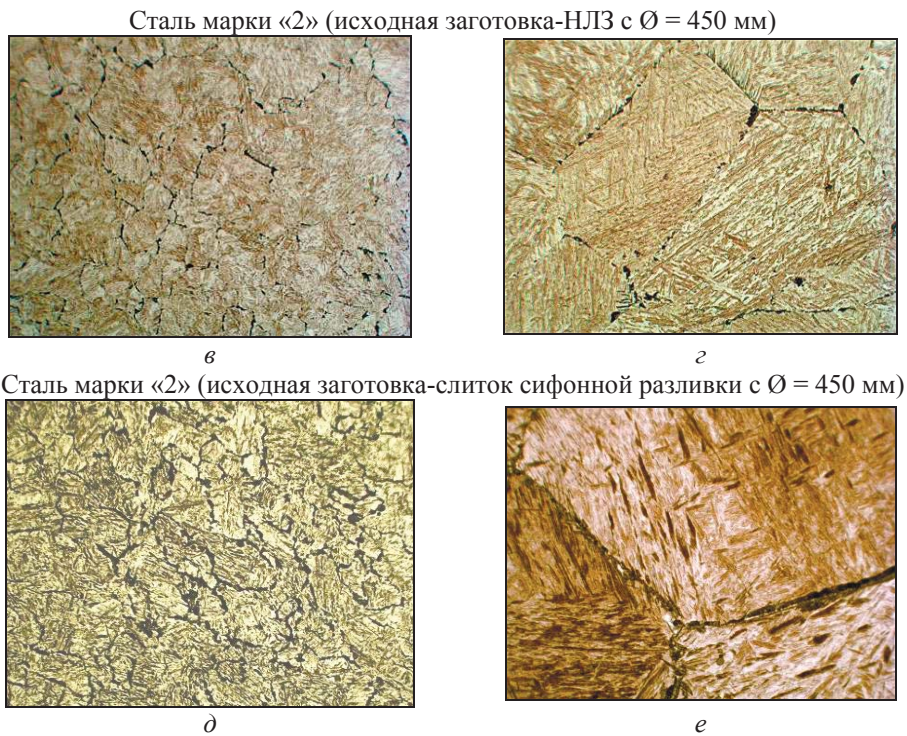


Рис. 2. Зёрна аустенита при минимальной (810 °С) и максимальной (1300 °С) температурах нагрева, $\times 400$

В доэвтектоидных сталях марок «ER 7» и «2», содержащих 0,40–0,65 % С и имеющих исходную феррито-перлитную структуру при температуре 20 °С, после нагрева до температуры A_{c1} растворяется немного цементита, а при нагреве до превышающей эвтектоидное равновесие температуры происходит превращение перлита в аустенит. Образование первых зёрен аустенита в углеродистой стали происходит путём возникновения его зародышей на границах раздела фаз феррит/цементит и последующего их роста за счёт этих фаз, причём в процессе превращения сначала исчезает феррит и затем уже цементит, а так как упомянутые межфазные границы весьма разветвлены, то и соответствующее превращение начинается с образования множества мелких зёрен.

После растворения цементитных частиц концентрация углерода в различных участках аустенита неодинаковая: в местах, где был феррит, она пониженная, а на участках, где находился цементит, – повышенная. При этом после первого этапа процесса аустенитизации сталь имеет аустенитно-ферритную структуру, а во время нагрева до температуры A_{c3} феррит в результате полиморфного превращения $\alpha \leftrightarrow \gamma$ становится аустенитом. С превышением же температурой нагрева уровня A_{c3} процесс аустенитизации в доэвтектоидной стали полностью завершается [5].

Поскольку количество зародышей аустенита всегда велико, к моменту окончания аустенитизации сталь имеет мелкозернистую структуру и размер этих зёрен характеризует так называемую величину *начального* зерна аустенита (рис. 3). Немедленно вслед за образованием аустенита начинается рост его зёрен (согласно введённому Д. К. Черновым термину, это *грануляция*), заключающийся в слиянии и поглощении мелких зёрен более крупными – т.е. наступает собирательная рекристаллизация аустенита. При этом следует учитывать,

что рост зерна – самопроизвольно протекающий процесс, во время которого уменьшаются суммарная поверхность зёрен и поверхностная энергия, а высокая температура лишь обеспечивает ему достаточную скорость, тогда как традиционно рассматриваемый действительный размер зерна аустенита на практике при более высокой температуре оказывается бóльшим.

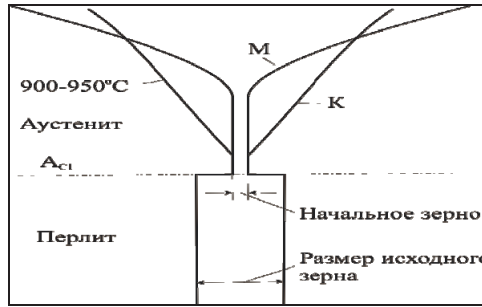
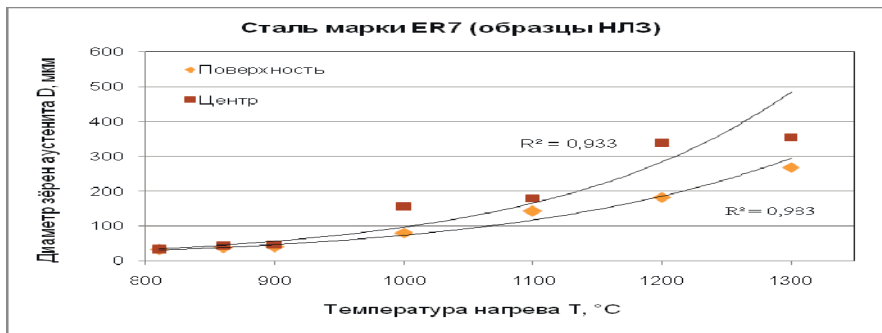
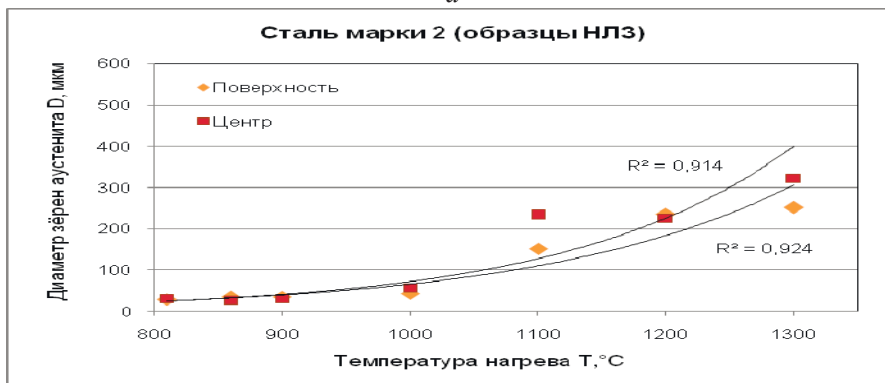


Рис. 3. Схема роста зерна в наследственно-крупнозернистой (К) и мелкозернистой (М) сталях [2]

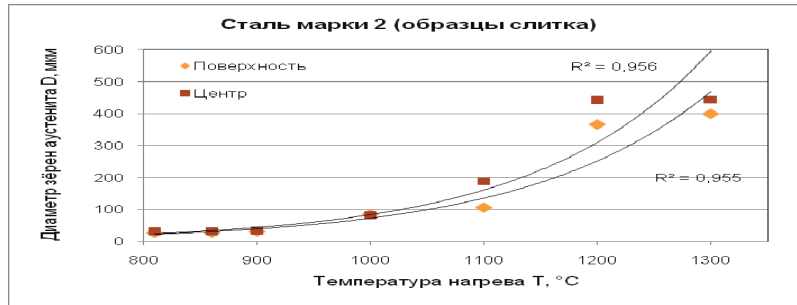
В результате нагрева при температуре 810 °С (когда $A_{c3} = 785, 780$ и 760 °С для стали с содержанием углерода 0,44, 0,53 и 0,55 масс.%) образуются мелкие начальные зёрна аустенита. Их средний размер составляет порядка 30 мкм в микроструктурах образцов сталей марок «ER 7» и «2», вырезанных в поверхностных и центральных слоях слитка и НЛЗ. В интервале же температур 810–900 °С размеры зёрен аустенита увеличиваются незначительно (рис. 4, 5):



а



б



б

a, б – исходная заготовка-НЛЗ с $\varnothing = 450$ мм;

в – исходная заготовка-слиток сифонной разливки с $\varnothing = 485$ мм

Рис. 4. Влияние исходного структурного состояния на рост зёрен аустенита при нагреве в углеродистых сталях марок «ER 7» и «2»

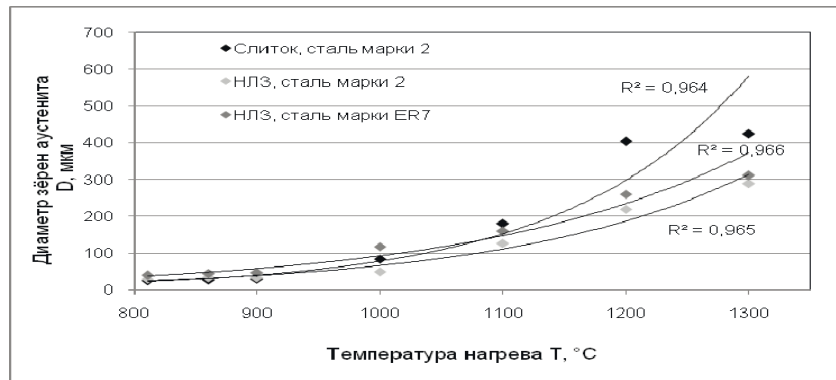


Рис. 5. Влияние температуры нагрева на рост зёрен аустенита в углеродистых сталях марок «ER 7» и «2»

Наследственной же связи между размерами зёрен аустенита, образовавшихся в результате фазовой перекристаллизации, с размерами его исходных зёрен в микроструктурах образцов и слитков, и непрерывно-литых заготовок не наблюдается. Отсутствие этой связи можно объяснить тем, что, как показано в работе В. Д. Садовского [6], образование аустенита при нагреве может проходить по двум конкурирующим механизмам фазовых превращений: кристаллографически неупорядоченному и упорядоченному. Так, при неупорядоченном механизме образования аустенита полиморфное $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращение сопровождается перекристаллизацией, а именно изменением величины и ориентации вновь образующихся зёрен γ -фазы по отношению к исходной α -фазе. При упорядоченном же механизме переход не сопровождается перекристаллизацией (она проходит при более высоких температурах вследствие первичной рекристаллизации наклёпанного при сдвиговом превращении аустенита).

Главным фактором, определяющим возможность задействования того или иного механизма перекристаллизации, является тип исходной структуры, а точнее – её кристаллографическая упорядоченность. Если при исходной неупорядоченной (равновесной) структуре (ферритокарбидная смесь, ФКС) имеет место только неупорядоченный механизм перекристаллизации, то в случае упорядоченной (неравновесной) структуры (мартенсит, бейнит, видманштетт) может наблюдаться тот или иной механизм перекристаллизации, задействование которого будет определяться содержанием легирующих элементов в стали и скоростью нагрева [7].

В частности, при нагреве образцов углеродистых сталей марок «ER 7» и «2» до уровней выше критических точек происходит их полиморфное превращение. При этом зародыши аустенита всегда образуются по принципу сдвигового механизма и данный процесс совпадает с рекристаллизацией аустенита, наклёпанного при фазовом превращении: при переходе через критическую точку образуется мелкое аустенитное зерно аустенита, а процессы фазового перехода и рекристаллизации, соответственно, совпадают.

Таким образом, при нагреве со скоростью 5 °С/мин вырезанных в поверхностных и центральных слоях слитка сифонной разливки с $\varnothing = 485$ мм и непрерывно-литых заготовок с $\varnothing = 450$ мм из углеродистых сталей с 0,4–0,6 % С образцов влияние исходной неупорядоченной структуры (95 % перлита и 5 % феррита), с разницей порядка в 2 раза между средними размерами в них зёрен аустенита, полностью нивелируется во всём температурном интервале 810–1300 °С.

Дальнейший же нагрев образцов в аустенитной области приводит к росту зёрен аустенита (собирательной рекристаллизации), причём их интенсивный рост в стали марки «ER 7» начинает наблюдаться при 1000 °С, тогда как в стали марки «2» – при более высокой температуре (рис. 4, 5). Вероятно, в этом случае проявляется влияние углерода как примесного элемента: повышение его содержания в углеродистой стали замедляет, до температуры 1100 °С, процесс роста зёрен аустенита.

Начиная с температуры 1000 °С для образцов НЛЗ (сталь марки «ER 7») и более 1100 °С – для образцов НЛЗ (сталь марки «2») и слитка сифонной разливки, а заканчивая температурой 1300 °С, в процессе роста зёрен аустенита начинает наблюдаться разница в их размерах в зависимости от места вырезки из исходных заготовок (рис. 4): более крупные зёрна аустенита присущи микроструктурам образцов, вырезанных из центральных слоёв таких заготовок. Это связано с тем, что центральные слои являются более обогащёнными легирующими и примесными элементами (вследствие их ликвации при кристаллизации стали), чем поверхностные слои. При этом наиболее крупные аустенитные зёрна начинают вырастать при температуре 1200 °С в микроструктурах вырезанных из слитка сифонной разливки образцов, а максимальных размеров такие зёрна достигают при нагреве до 1300 °С, когда в микроструктурах образцов слитков их средний размер равен 425 мкм, а в НЛЗ – 290.

Следовательно, при практически одинаковом химическом составе (см. Таблицу выше), но различном структурном состоянии исходных заготовок разница в средних размерах образовавшихся при нагреве зёрен аустенита составляет порядка 50 %, и объясняется это тем, что ликвационные процессы при кристаллизации слитка проходят более интенсивно, чем при кристаллизации НЛЗ. Как результат, при одинаковом химическом составе (сталь марки «2») сегрегационные участки в микроструктурах образцов слитка обогащены легирующими и примесными элементами в большей степени, чем аналогичные участки в микроструктурах образцов НЛЗ. При этом хотя повышенное содержание марганца и способствует как увеличению концентрации углерода в данных микрообъёмах, так и избирательному росту отдельных зёрен аустенита, но, несмотря на более интенсивное увеличение размеров последних, их рост протекает согласно нормальному механизму собирательной рекристаллизации.

Если же сравнить процесс роста зёрен аустенита в микроструктурах образцов НЛЗ из близких по химическому составу углеродистых сталей (см. Таблицу), то при температуре нагрева выше 1200 °С интенсивность роста зё-

рен увеличивается, а влияние углерода как сдерживающего фактора ослабевает – причём при максимальной температуре нагрева они имеют практически одинаковый размеры (рис. 5), разница между которыми не превышает 10 %.

А принимая во внимание, что в настоящее время в условиях производства, в частности, на ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» исходной для производства колёс является *непрерывно-литая заготовка*, то снижение её температуры нагрева при горячей деформации даже на 50 °С позволяет уменьшить средний размер зёрен аустенита на 30 и 20 % для углеродистых сталей марок «ER 7» и «2» соответственно.

Также с целью исследования влияния температуры нагрева при горячей деформации на действительные размеры зёрен в микроструктурах колёсных заготовок был проведен опыт с их нагревом в двух режимах: первый режим – до температуры 1260 °С, второй – до 1170 °С [5]. В первом случае в ободу горячекатаного колеса образовались крупные зёрна – 0–2 балла, а во втором – 2–5 баллов. Следовательно, при сниженной температуре нагрева при горячей деформации снижается и степень развития процесса собирательной рекристаллизации деформированного аустенита, а более низкие температуры нагрева во втором режиме исходных заготовок, а также завершения деформации и процессов рекристаллизации обеспечили наличие более мелких зерно в микроструктурах горячекатаных колёс.

Кроме того, в ходе исследований было доказано, что при снижении температуры нагрева колёсных заготовок при горячей деформации на 50 °С прочностные свойства несколько снижаются, а пластические (и в т.ч. ударная вязкость диска) – сильно возрастают. В целом положительный эффект от вышеупомянутого снижения температуры состоит в повышении уровня пластических характеристик и ударной вязкости металла обода: так, рост относительного сужения составляет 64 %; относительного удлинения – 16; ударной вязкости – 9 %. И, более того, проведенные эксперименты позволили повысить качество заготовок: улучшились процессы отделения окалина с поверхности, а также уменьшились на торцевых поверхностях (вплоть до полного исчезновения) отпечатки от клещей машины выгрузки заготовок из печи [8].

Таким образом, по результатам литературных и наших экспериментальных данных можно сделать *практически важный* вывод о том, что в процессе производства железнодорожных колёс оптимальной температурой нагрева исходных непрерывно-литых заготовок при проведении горячей пластической деформации является температура 1230 ± 10 °С – т.е. на 50 °С ниже, чем температура нагрева по действующей в условиях производства на ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» технологии.

Выводы

В ходе исследований нами было показано, что при нагреве вырезанных в поверхностных и центральных слоях слитка сифонной разливки с $\varnothing = 485$ мм и непрерывно-литых заготовок с $\varnothing = 450$ мм из углеродистых сталей с 0,4–0,6 % С образцов со скоростью 5 °С/мин влияние исходной неупорядоченной структуры (95 % перлита и 5 % феррита), с разницей порядка в 2 раза между средними размерами в них зёрен аустенита, полностью нивелируется во всём температурном интервале 810–1300 °С.

Также нами было определено, что рост зёрен аустенита проходит согласно нормальному механизму интенсивного роста (собирательной рекристаллизации), температура начала которого не зависит от типа исходной заготовки и

для стали марки «ER 7» с 0,4–0,5 % С составляет ~1000 °С, а марки «2» с 0,5–0,6 % С – ~1100 °С.

Кроме того, нами было установлено, что при температуре нагрева выше 1200 °С интенсивность роста зёрен увеличивается, влияние же содержания углерода как сдерживающего фактора ослабевает, а также что при температуре нагрева 1300 °С в микроструктурах образцов НЛЗ углеродистых сталей обеих марок размеры зёрен аустенита составляют порядка 300 мкм.

Показано нами и влияние химической неоднородности в микроструктуре стали марки «2» на рост зёрен аустенита при нагреве, и, в частности, что при температуре нагрева 1300 °С в микроструктурах образцов слитка аустенитные зёрна достигают максимального размера, а также что при одинаковых химических составах (сталь той же марки), но различных структурных состояниях исходных заготовок разница между средними размерами образовавшихся при нагреве зёрен аустенита составляет порядка 30 %.

На основании результатов выполненных экспериментов по изучению влияния температуры нагрева на рост зёрен аустенита в углеродистых сталях с 0,4–0,6 % С нами рекомендовано температуру нагрева колёсных заготовок для целей горячей деформации на уровне 1230 ± 10 °С, а именно, в частности, на 50 °С ниже температуры нагрева литых заготовок по действующей на сегодняшний день в условиях производства на ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» технологии. По нашему мнению, предложенные авторские новации позволят уменьшить средние размеры зёрен аустенита и оказать существенное положительное влияние на качество готовой колёсной продукции в целом.

Досліджено процес росту зерен аустеніту в зразках із вуглецевих сталей марок «ER 7» і «2» із різними вихідними структурними станами під час нагрівання в інтервалі температур 810–1300 °С. Показано, що структура аустеніту залишається дрібнозернистою до температури 900 °С у зразках, вирізаних як зі злитка сифонного розливання, так і з безперервно-литих заготовок. Визначено, що температура початку інтенсивного зростання (збиральної рекристалізації) зерен аустеніту для сталі марки «ER 7» з 0,4–0,5 мас.% С складає ~1000 °С, а марки «2» з 0,5–0,6 мас.% С – ~1100 °С незалежно від типу вихідної заготовки. Встановлено, що микроструктура зразків безперервно-литих заготовок при нагріванні до температури гарячої деформації колісних заготовок характеризується меншим на 30 %, порівняно зі структурою аустеніту в зразках злитка, середнім розміром зерна аустеніту.

Ключові слова: вуглецева сталь, температура нагріву, зерно аустеніту, колісна заготовка.

The process of the austenite grains growth in the samples of carbon steel grades «ER 7» and «2» with different initial structural state under heating in a temperature range of 810–1300 °С has been investigated. It has been shown that the structure of austenite remains fine-grained to the temperature of 900 °С both in the samples of ingot and of the continuous casting billets. It has been defined that the temperature of the beginning of intensive growth of austenite grains (collective recrystallization) for steel of the grade «ER 7» with 0.4–0.5 wt.% С is ~1000 °С, and of the grade «2» with 0.5–0.6 wt.% С – ~1100 °С independently of the incoming billet type. It has been established that the microstructure of the continuously cast billet samples under heating to a hot deformation temperature of wheel billets is characterized by 30 % smaller average grain size compared with the austenite structure of the ingot samples.

Keywords: carbon steel, heating temperature, austenite grain, wheel billet.

1. *Бабаченко А. И.* Перспективы повышения качества железнодорожных колёс, изготовленных из непрерывно-литой заготовки / А. И. Бабаченко, А. В. Рослик, Е. Г. Дёмина и др. // *Металл и литьё Украины.* – 2013. – № 6. – С. 15–19.

2. *Бабаченко О. І.* Вплив особливостей структури вихідної заготовки на якість залізничних коліс / О. І. Бабаченко, К. Г. Дьоміна, А. В. Книш, О. А. Шпак // Зб. наук. праць ХХІІІ-ї відкритої науково-технічної конференції молодих науковців і спеціалістів Фізико-механічного інституту ім. Г. В. Карпенка НАН України (23–25 жовтня 2013, Львів). – Львів, 2013. – С. 169–171.
3. *Бабаченко А. И.* Особенности структурообразования углеродистых и низколегированных сталей в процессе охлаждения слитка и непрерывно-литых заготовок / А. И. Бабаченко, Е. Г. Дёмина, А. В. Кныш и др. // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. трудов Приднестровской государственной академии строительства и архитектуры (ПГАСА). – Вып. 81. – С. 37–43.
4. *Блюм Э. Э.* Основы термической обработки сталей: конспект лекций кафедры технологии металлов Уральского государственного лесотехнического университета для самостоятельной работы студентов очного и заочного факультетов / Э. Э. Блюм, Б. А. Потехин, В. Г. Резников [Эл. ресурс. Режим доступа: <http://tmetall.narod.ru/mater/materpos/konspekt1.html>].
5. *Гуляев А. П.* Металловедение. – М.: Металлургия, 1977. – 646 с.
6. *Садовский В. Д.* Структурная наследственность в стали. – М.: Металлургия, 1973. – 208 с.
7. *Теоретические основы легирования* [Эл. ресурс. Режим доступа: <http://5fan.ru/wievjob.php?id=7339>].
8. *Исследование* формообразования, особенностей структурообразования и формирования комплекса свойств в цельнокатаных колёсах, бандажах и осях при их производстве из непрерывно-литых заготовок: отчёт о НИР / руководители: И. Г. Узлов, А. П. Лохматов, О. Н. Перков; исполнители: Л. А. Моисеева, В. А. Тарасова и др. – Днепропетровск: Институт чёрной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины (ИЧМ НАНУ), 1994. – 81 с.