УДК 669.017:621.785:621.771.294

А.И.Бабаченко, А.А.Кононенко, А.Ю.Борисенко, П.Л.Литвиненко, Е.А.Шпак, *А.А.Тараненко, **С.Н.Степанюк, И.П.Федорова, А.И.Яценко

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины
**ГП «Научно-исследовательский трубный институт им. Я.Е. Осады»*
***Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины*

Целью работы является определение особенностей формирования структурного состояния и механических свойств углеродистых сталей для производства железнодорожных колес с учетом наследственного влияния исходной дендритно–зеренной структуры аустенита, образующегося после кристаллизации. Исследованы структура и свойства углеродистых сталей для железнодорожных колес с 0,50 и 0,59% углерода после кристаллизации, горячей пластической деформации и термической обработки. Показано, что образование доэвтектоидного феррита зависит от химической микронеоднородности, образующейся при кристаллизации стали и изменяющейся при горячей пластической деформации. Установлено, что с увеличением степени деформации и при сохранении высокого уровня прочности наблюдается повышение пластичности и ударной вязкости стали, которое сохраняется и после последующей термической обработки.

сталь для железнодорожных колес, микроструктура, горячая пластическая деформация, термическая обработка, механические свойства

Состояние вопроса. Эффективным резервом повышения механических свойств железнодорожных колес является увеличение деформационной проработки литой структуры колесной заготовки в сочетании с последующей термической обработкой готовых колес [1–4]. Полнота реализации этой возможности во многом определяется особенностями формирования при горячей пластической деформации (ГПД) дислокационной субструктуры аустенита и ее влиянием на образование конечной микроструктуры стали после термической обработки [5–7]. Термическая обработка (ТО) стали после ГПД более эффективна, чем без нее [8].

Для углеродистых сталей, применяемых для производства железнодорожных колес, основными характеристиками микроструктуры, зависящими от режимов ГПД и ТО, являются: размер зерна аустенита, определяемый по сетке доэвтектоидного феррита, образующегося вдоль его границ, процентное соотношение фаз, а также дисперсность перлита. Конечная микроструктура и свойства колесной стали во многом связаны с технологией ее металлургического производства [9]. Важным фактором наследственного влияния сталеплавильного передела на структуру и свойства стали является формирующееся при кристаллизации концентрационно-

структурное состояние аустенита, которое зависит от состава стали, механизма и условий затвердевания отливки [10–12]. В этой связи представляется актуальным продолжение исследований, направленных на установление закономерностей изменения структуры литых сталей, в том числе и колесного назначения, под действием ГПД и ТО.

Материал и методика исследований. Материалом для исследований являлись стали с содержанием углерода 0,50 и 0,59% (табл.1), соответствующие маркам 1 и 2 по ГОСТ 10791-2004, применяемым для производства железнодорожных колес.

Исследования влияния ГПД и ТО на изменение литой структуры и свойств исследуемых сталей для железнодорожных колес, проводили на заготовках, отобранных от промышленных слитков □ 482 мм производства ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ». Нагрев проб под горячую пластическую деформацию осуществлялся до температуры 1240^{0}С. Пробы размером 70×70×80 мм деформировали свободной осадкой на величину 20, 30, 40, 50, 60%. После ГПД и охлаждения на воздухе пробы были разделены на две части: одна исследовалась в состоянии после деформации, вторая была подвергнута термической обработке по режиму: нагрев до температуры аустенитизации (880 и 860^{0}С для сталей с 0,50 и 0,59% С соответственно), охлаждение со скоростью 6…10^{0}С/с, с последующим отпуском при температуре 500^{0}С в течение 2 часов.

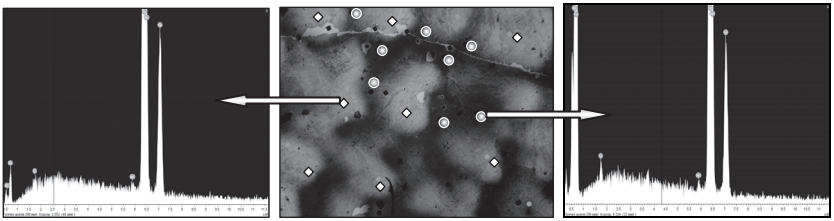
Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Содержание химических элементов, % (масс.)					
	C	Mn	Si	Cr	S	P
1	0,50	0,72	0,32	0,21	0,007	0,010
2	0,59	0,73	0,31	0,09	0,005	0,017

Металлографические исследования выполнены на световом микроскопе «Axiovert 200 M MAT» фирмы Carl Zeiss и растровом электронном микроскопе РЭМ–106. Микрорентгеноспектральный анализ выполнен с помощью аналитического комплекса на базе сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM–35CF (Япония), оснащенного рентгеновским спектрометром с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350, фирмы Oxford Instruments, Великобритания). Первичную структуру стали, образующуюся после кристаллизации, выявляли травлением образцов в горячем растворе пикрата натрия; конечную, формирующуюся при распаде аустенита, – травлением в нитале. Измерения параметров микроструктуры осуществляли с помощью систем автоматического анализа изображения «Axio Vision». Механические испытания на статическое растяжение и на ударный изгиб проводили по стандартной методике [13].

Результаты исследований. Первичная структура колесных сталей промышленного производства с 0,50 и 0,59% С представляет собой денд-

риты аустенита, образующиеся в результате однофазной кристаллизации жидкости по реакции *ж→А* и фрагментирующиеся в дальнейшем в зерна, размер которых составил ~10^3 мкм. Периферийные области дендритов обогащены примесными элементами (C, Si, Mn и др.) и имеют вследствие этого более интенсивное травление в пикрате натрия. Наибольшая ликвация наблюдается в зонах стыков дендритов; наименьшая – в осевых участках дендритных ветвей. Так, например, для стали с 0,59% C разница в количестве примесных элементов относительно этих участков составила до 70% по Si и Mn (рис.1, табл.2).



а *б* *в*

Рис.1. Распределение химических элементов в осях (*а*) и стыках (*в*) дендритов (*б*) литой стали с 0,59% C. ×500

Таблица 2. Распределение химических элементов после кристаллизации стали с 0,59%C

Места анализа дендритной структуры	Содержание химических элементов, % масс.				
	Si	P	S	Cr	Mn
Стыки ветвей дендритов	0,46	0,10	0,02	0,02	0,69
Оси ветвей дендритов	0,31	0,02	0,02	0,04	0,46

Конечная структура исследуемых сталей после кристаллизации представляет собой пластинчатый перлит с небольшим количеством доэвтектоидного феррита, выделяющегося по границам бывших аустенитных зерен. Его доля составляет 6,7% и 0,56% для сталей с 0,50 и 0,59% C соответственно (рис.2, *а–г*).

Вытеснение на периферию дендритов и в междендритные участки примесных элементов (C, Si, Mn и др.) вследствие дендритной ликвации при кристаллизации стали должно приводить к повышению прочности этих мест. В связи с этим, было определено влияние ликвации на микротвердость продуктов распада аустенита сталей, образующихся в разных участках дендритной структуры. Микротвердость междендритных зон с повышенным содержанием примесей была выше и составляла: для феррита HV^{50}=2313 и 2156 Н/мм^2 и перлита HV^{50}=3508 и 2548 Н/мм^2 стали с 0,50 и 0,59% C соответственно.

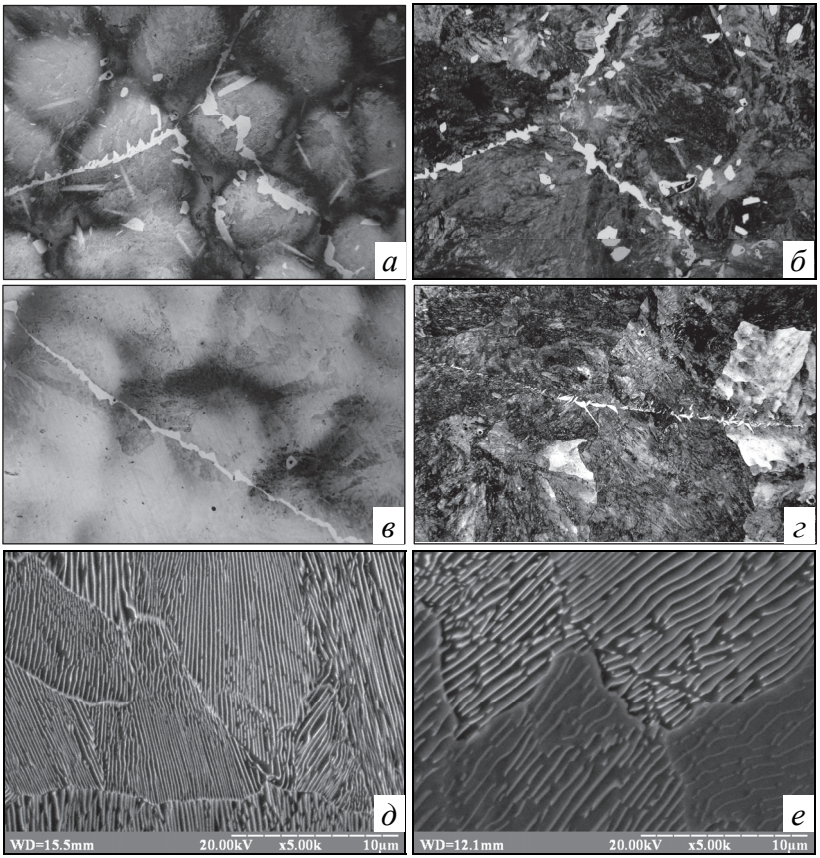


Рис.2. Литая структура стали с 0,50 (*а, б, д*) и 0,59%С (*в, г, е*): *а, в* – травлено пикратом натрия (×50); *б, г* – травлено ниталем (×100); *д, е* – ×5000

Микротвердость осевых областей дендритов, содержащих меньше примесных элементов, составила: феррита HV^{50}=1862 и 1960 Н/мм^2, перлита HV^{50}=2548 и 2254 Н/мм^2 для стали с 0,50 и 0,59% С соответственно. Более высокие значения микротвердости перлита для стали с меньшим содержанием углерода, вероятно, обусловлены большей дисперсностью перлита (рис.2,*д,е*). В результате электронно–микроскопических исследований установлено, что среднее межпластиночное расстояние перлита (S_0) составляет 0,13 и 0,18 мкм для сталей с 0,50 и 0,59% С соответственно. Так как дисперсность продуктов распада аустенита определяется скоростью охлаждения, то большее S_0 в стали с 0,59% С свидетельствует о меньшей скорости ее охлаждения.

При увеличении степени ГПД от 0 до 60% сталей с 0,50 и 0,59% С уменьшается размер зерна (рис.3,*а–г*; рис.4,*а*, *б*), определяемый по ферритной сетке, и увеличивается количество феррита (рис.4,*в*,*г*).

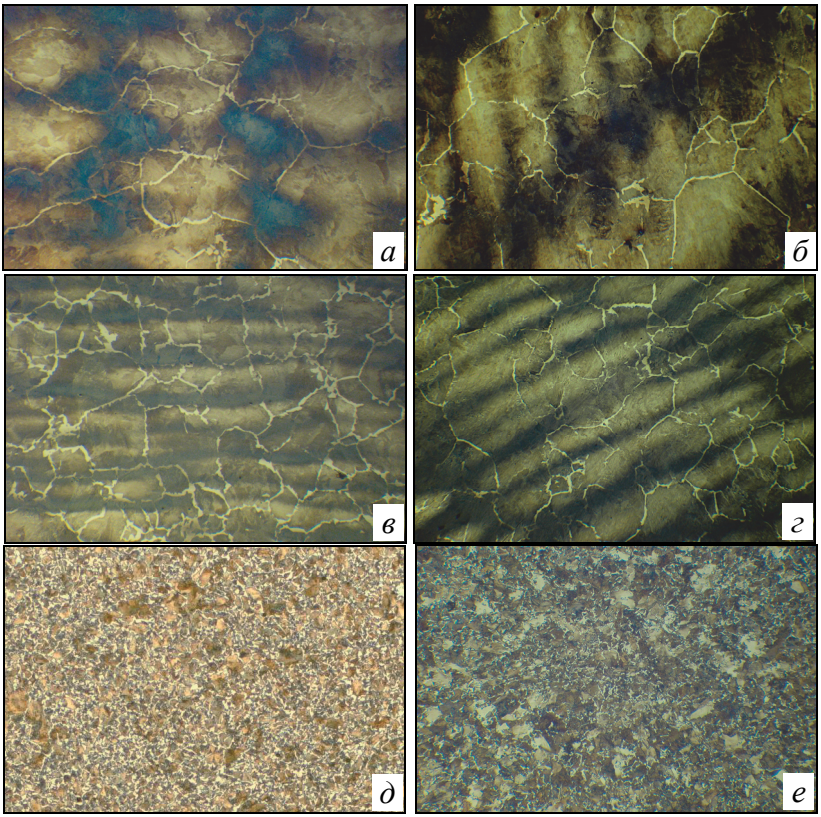


Рис.3. Структура сталей с 0,50 (*а, в, д*) и 0,59% С (*б, г, е*) после ГПД 20% (*а, б*), 50% (*в, г*) и ГПД 50% с последующей ТО (*д, е*). ×100

Так как доэвтектоидный феррит выделяется на границах определенного кристаллогеометрического строения, связанного с их происхождением [14,15], представляло интерес установить зависимости мест образования доэвтектоидного феррита при осуществлении ГПД и ТО во взаимосвязи с химической неоднородностью аустенита, вызванной дендритной ликвацией.

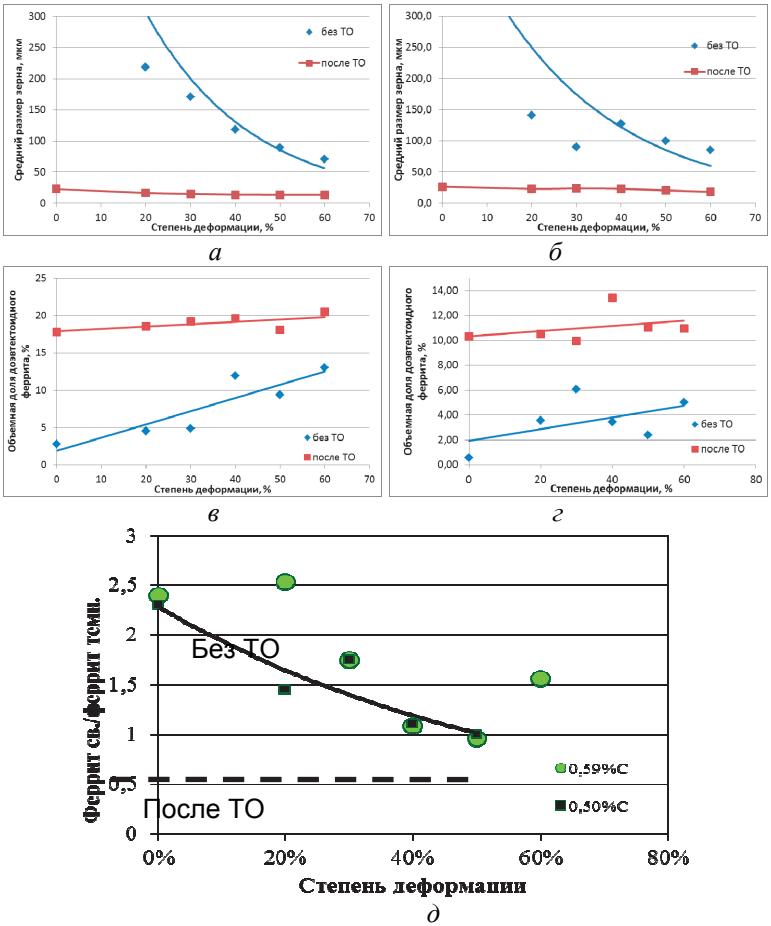


Рис.4. Зависимость среднего размера зерна (*а, б*), количества доэвтектоидного феррита (*в, г*), отношения количества феррита, образующегося внутри и междуветвиях дендритов (свет./темн.) от степени деформации и термической обработки (*д*): *а, в* – 0,50% С; *б, г* – 0,59% С

Сопоставление дендритного строения литой стали и мест расположения доэвтектоидного феррита показало, что его образование в междендритных («темных») областях, особенно в местах с наибольшей ликвацией, наблюдается реже, чем в осевых («светлых») участках. Закономерность изменения отношения указанных характеристик от степени деформации показана на рис.4,*д*. Установлено, что в литом состоянии и при небольших степенях ГПД (20…30%) количество феррита в осевых участках в 1,5…2,5 раза больше, чем в междендритных. При ГПД 40…50% соотно-

шение количества доэвтектоидного феррита в «светлых» и «темных» участках приближается к единице.

Последующая ТО сталей с 0,50 и 0,59% С повышает содержание доэвтектоидного феррита и приводит к существенному измельчению зерна (рис.3,*д,е*; рис.4,*а–г*). При этом значения данных структурных параметров близкое для всех степеней предварительной ГПД. Образование доэвтектоидного феррита после совместного осуществления ГПД и ТО во внутридендритных («светлых») и междендритных («темных») участках происходит значительно равномерней с его количественным соотношением в этих областях равным около единицы (рис.4,*д*).

Одним из параметров структуры, который оказывает влияние на механические свойства, является дисперсность перлита. Измерения S_0 в перлите показывают, что оно для стали с 0,50 и 0,59% С от величины ГПД практически не зависит, так как решающим фактором, влияющим на S_0, являются условия распада аустенита, а в рамках настоящего эксперимента они была близкими для всех режимов деформационной обработки.

Результаты выполненных исследований показывают, что наиболее благоприятное влияние на изменение структуры исследуемых литых колесных сталей оказывает горячая пластическая деформация около 50% и последующая термическая обработка.

Исследования влияния ГПД и ТО на механические свойства сталей с 0,50 и 0,59% С показали, что увеличение деформации в пределах 0…60% ведет к незначительному повышению временного сопротивления и предела текучести в состоянии без ТО и практически не оказывает влияние на эти характеристики после последующей ТО (рис.5,*а,б*). Осуществление ТО повышает прочностные свойства исследуемых сталей в сравнении с не термообработанным состоянием.

В отличие от характеристик прочности, пластические характеристики монотонно повышаются с увеличением степени деформации (рис.5,*в–е*). Такая зависимость характерна как для состояния без ТО, так и для состояния после ТО. При этом во всем исследуемом интервале деформаций значения относительного удлинения и относительного сужения выше в состоянии после ТО по сравнению с состоянием без ТО.

В новой редакции ГОСТ 10791 на производство железнодорожных колес предусмотрены требования по уровню ударной вязкости обода железнодорожного колеса. Поэтому особенно важно, что наряду с повышением прочностных и пластических свойств при увеличении степени их деформации происходит увеличение ударной вязкости (рис.5,*ж,з*). Значения ударной вязкости образцов, подвергнутых после деформации ТО, выше, чем не термообработанных. Так же, как и для характеристик пластичности, после последующей ТО сохраняется тенденция к увеличению значений их ударной вязкости с повышением степени ГПД.

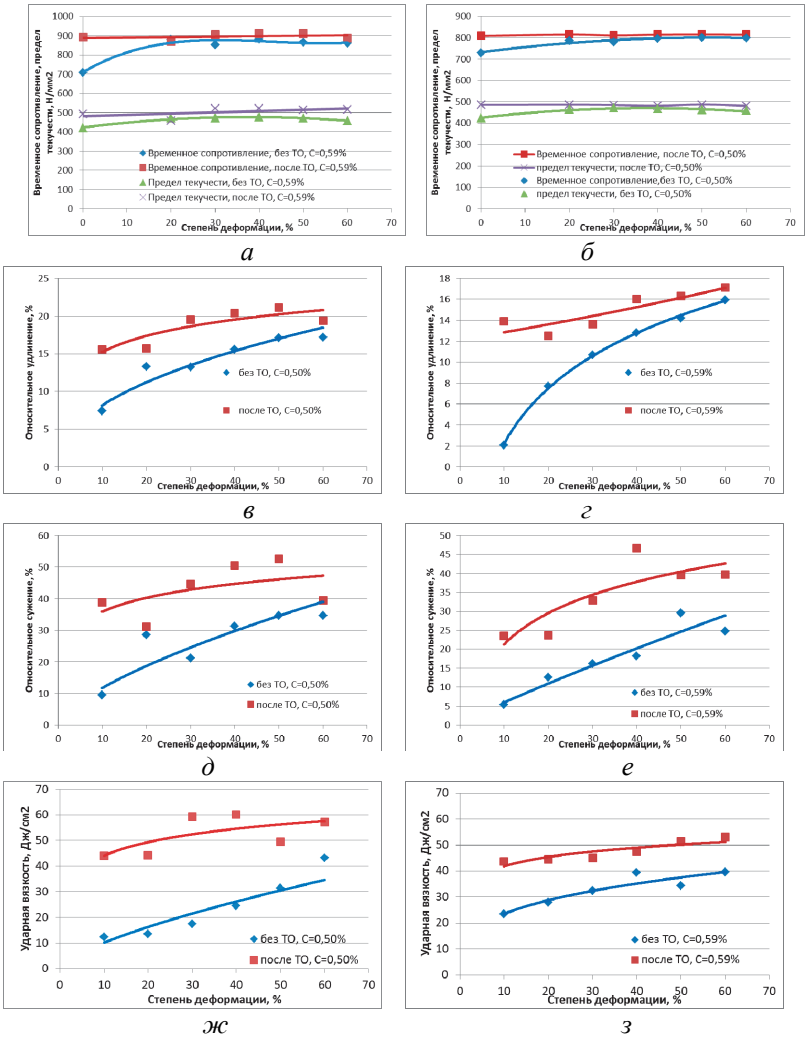


Рис.5. Влияние степени деформации на характеристики прочности (*а,б*), относительное сужение (*в,г*), относительное удлинение (*д,е*), ударную вязкость (*ж,з*) сталей для железнодорожных колес с 0,50 (*а,в,д,ж*) и 0,59% С (*б, г, е, з*)

В состоянии после ГПД и ГПД с последующей ТО повышение свойств сталей должно быть, вероятно, вызвано формированием в ее структуре не только феррита и перлита, но и определенного набора межкристаллитных границ аустенита различного происхождения, ответственных за образование этих структур и обеспечивающих его комплекс свойств [14].

Выводы. 1. Установлено, что после кристаллизации сталей с 0,50 и 0,59% С в исходном литом состоянии и при ГПД до 20…30% количество феррита в осевых участках в 1,5…2,5 раза больше, чем в междендритных. При 40…50% ГПД соотношение количества доэвтектоидного феррита в осевых и междендритных участках близко к единице.

2. Показано, что в результате горячей пластической деформации со степенью 50…60% и последующей термической обработки достигается повышение всего комплекса механических свойств по сравнению с литым состоянием: временного сопротивления – на 12 и 25%, предела текучести – на 14 и 22%, относительного удлинения – в 2,4 и 7,1 раза, относительного сужения – в 3,1 и 6,3 раза, ударной вязкости – в 3,6 и 1,2 раза в сталях с 0,50 и 0,59% С, соответственно.

3. Полученные в работе результаты могут быть использованы для разработки рекомендаций по изменению существующих режимов ГПД колесных заготовок, для обеспечения более высокой степени деформационной проработки поверхностных и центральных областей ободьев железнодорожных колес с целью повышения комплекса их механических свойств.

1. *Исследование* влияния условий деформации на механические свойства цельнокатаных колес / В.А.Паршин, О.А.Ганаго, М.И.Староселецкий и др. // Кузнечно-штамповочное производство. – 1968. – №10. – С. 8–9.
2. *Шифрин М.Ю., Андреев Ю.В., Лихошвай В.А.* Влияние деформации заготовки на прессах и в колесопрокатном стане на механические свойства диска и обода цельнокатаных колес / Кузнечно-штамповочное производство. – 1970. – №8. – С. 7–11.
3. *Паршин В.А., Ганаго О.А.* Совершенствование технологии производства железнодорожных колес / Материалы 1-й Российской конференции по кузнечно-штамповочному производству «Кузнецы Урала-2005» Кузнечно-штамповочное производство: перспективы и развитие. – Екатаринбург. –2005. – 884 с.
4. *Влияние* температуры нагрева заготовок под прокатку на структуру и свойства металла цельнокатаных колес / Ю.В.Андреев, В.И.Узлов, В.К.Бабич и др. // Сб. Термическая обработка металлов. М.: Металлургия. – 1978. – №7. – с. 35–36.
5. *Бернштейн М.Л. Займовский В.А., Капуткина Л.М.* Термомеханическая обработка стали / М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
6. *Большаков В.И. Лаухин Д.В*. Полигонизация аустенита при контролируемой прокатке / Дн-вск.: «Свидлер А.Л.», 2011. –242 с.
7. *Формирование* субструктуры при многократной горячей деформации аустенита / В.И.Большаков, А.Н.Тихоник, О.Ю.Миронова , Г.Д.Сухомлин // Металознавство та термічна обробка металів. – 1999. -№3. – С. 41–47.
8. *Проблемы* совмещения горячей деформации и термической обработки стали / А.А.Баранов, А.А.Минаев, А.Л.Геллер и др. – М.: Металлургия, 1985. – 128 с.

9. *Колесная* сталь / И.Г.Узлов, М.И.Гасик, А.Т.Есаулов и др. – К.: Техника, 1985. – 168 с.
10. *Кондратюк С.Є.* Структуроутворення, спадковість і властивості литої сталі / – К.: Наукова думка, 2010. – 177 с.
11. *Голиков И. Н., Масленков С.Б.* Дендритная ликвация в сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1977. – 224 с.
12. *Кристаллизация* и первичная структура конструкционных сталей / А.И.Яценко, В.Е.Хрычиков, Т.С.Хохлова и др. – Дн-вск: Журфонд, 2010. – 226 с.
13. *Золоторевский В.С.* Механические свойства металлов / М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
14. *Схемы* и механизмы формирования феррито-перлитной структуры колесных сталей после кристаллизации, термической обработки и горячей пластической деформации. / А.Ю.Борисенко, А.А.Кононенко, А.И.Бабаченко и др.// Металознавство та термічна обробка металів. – 2010. – № 2 (49). – С. 62–75.
15. *Микроструктурные* исследования формирования первичного зерна аустенита после кристаллизации углеродистых сталей с 0,5-0,7% С. / А.Ю.Борисенко, А.А.Кононенко, А.И.Бабаченко, Л.Д.Науменко // Доповіді НАН України. – 2010. – № 9. – С. 70–77.

Статья рекомендована к печати
докт. техн. наук, проф. И.Г.Узловым

О.І.Бабаченко, Г.А.Кононенко, А.Ю.Борисенко, П.Л.Литвиненко, О.А.Шпак, А.О.Тараненко, С.Н.Степанюк, І.П.Федорова, О.І.Яценко

Вплив гарячої пластичної деформації і термічної обробки на структуру та механічні властивості сталей для залізничних коліс

Метою роботи є визначення особливостей формування структурного стану та механічних властивостей вуглецевих сталей для виробництва залізничних коліс з урахуванням спадкового впливу початкової дендритно–зеренної структури аустеніту, що утворюється після кристалізації. Досліджено структуру і властивості вуглецевих сталей для залізничних коліс з 0,50 і 0,59% вуглецю після кристалізації, гарячої пластичної деформації і термічної обробки. Показано, що утворення доевтектоїдного фериту залежить від хімічної мікронеоднорідності, що утворюється при кристалізації сталі і змінюється при гарячій пластичній деформації. Встановлено, що із збільшенням ступеня деформації та при збереженні високого рівня міцності спостерігається підвищення пластичності і ударної в'язкості сталі, яке зберігається і після подальшої термічної обробки.