

УДК: 669.017:621.78:539.4:621.771.29

**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, А. И. Яценко,
*В. Л. Чухлеб, **В. Н. Ткач, ***А. А. Тараненко,
Е. М. Кузьмичев, *В. И. Сухомлин**

Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины,

**Национальная металлургическая академия Украины,*

***Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины,*

****ГП "Научно-исследовательский трубный институт им. Я. Е. Осады",*

*****Днепродзержинский государственный технический университет*

Постановка проблемы. Изучение процессов структурообразования при кристаллизации, термической обработке (ТО) и горячей пластической деформации (ГПД) конструкционных сталей в связи с проблемой формирования в них межкристаллитных границ разного происхождения и строения, влияющих на свойства металлопродукции, является современной и актуальной задачей черной металлургии [1; 2]. Несмотря на многочисленность исследований механизмов формирования структуры металлов при кристаллизации, ТО и ГПД и различных комбинаций этих процессов, данные об их наследственной связи, учитывающей происхождение, строение и свойства, образующиеся при этом межкристаллитных границ, отсутствуют. Для получения таких сведений необходимы всесторонние металлографические исследования с привлечением современных теорий и методов физического металловедения и обобщение полученных результатов в виде структурных схем, иллюстрирующих ход превращений при соответствующих способах обработки.

Разработка структурных схем, кроме общей визуализации процессов превращений в металлах, необходима для развития теории металловедения и технологий обработки стали. Создание таких схем должно основываться на осмысленной прорисовке структурных изменений, возникающих при физико-химических реакциях в металлах, совокупность которых определяет механизм их фазово-структурных превращений. Чем лучше изучены механизмы превращений и чем правильнее сделан их выбор при создании структурных схем, тем более обоснованы эти схемы и высока адекватность описания ими реально наблюдаемых структур. Доскональность разработанных механизмов превращений в металлах определяет совершенство создаваемых схем структурообразования, но может быть и наоборот. Структурные схемы, максимально приближенно описывающие реальные структуры, несмотря на их возможное первоначальное несовершенство, принимаются за основу при разработке новых металлофизических теорий и механизмов их образования. В своей совокупности наиболее совершенные теоретические разработки схем и механизмов образования структуры металлов необходимы для их дальнейшего математического описания и компьютерного моделирования,

являющихся актуальным направлением современного материаловедения [3]. Создание подобных моделей требуется для прогнозирования и управления формированием заданной структуры и свойств материалов.

Давно известно, что фазовые и структурные превращения в металлах начинаются от их межкристаллитных границ [4]. Авторами многих работ, например [5–8], показано, что строение межкристаллитных границ и их свойства оказывают большое влияние на превращения, структуру и свойства металлов. Однако в большинстве существующих теорий структурообразования литой [9; 10], термически обработанной и горячедеформированной стали при ее твердофазных превращениях это влияние не рассматривается или упоминается без подробного его анализа [11–23]. Среди немногочисленных работ, посвященных указанной проблематике, следует отметить исследования отечественных ученых, показывающих связь структуры и свойств стали со строением ее межкристаллитных границ и концентрационно-структурным состоянием аустенита после кристаллизации (Б. А. Мовчан, А. И. Яценко [6; 24], ГПД и ТО – Г. Д. Сухомлин, Л. М. Бернштейн, В. В. Парусов [8; 25–27]), но теоретически не обобщенных между собой и не представленных в виде соответствующих структурных схем.

Целью настоящей работы являлась разработка схем структурообразования в колесных сталях после кристаллизации, ТО и ГПД, учитывающих происхождение межкристаллитных границ аустенита, их наследственную взаимосвязь и влияние на его распад при образовании феррито-перлитной структуры.

Материал и методика исследований. Исследования выполнены в лабораторных условиях на образцах колесных сталей с 0,52, 0,62 и 0,67 % С.

Плавление (1 540 °С), кристаллизацию и охлаждение слитков массой ~ 100 г осуществляли в печи сопротивления. Использовали закалочномикроструктурный метод анализа. Выявление дендритно-зеренной структуры аустенита осуществляли по следам концентрационной неоднородности распределения химических элементов, возникающей при кристаллизации стали, травлением шлифов в горячем растворе пикрата натрия. ТО образцов колесных сталей с литой структурой осуществляли по режиму нормализации: нагрев до 860 °С, выдержка при этой температуре 15 мин, охлаждение на воздухе со скоростью 6–10 °С/с. ГПД образцов колесных сталей с литой структурой нагретых до 1 240 °С осуществляли осадкой. Выбранные режимы ТО и ГПД моделируют режимы обработки колесных сталей в промышленных условиях на ОАО "ИНТЕРПАЙП НТЗ". Микроструктурные исследования выполнены с помощью световой и растровой электронной микроскопии с привлечением метода дифракции отраженных электронов (EBSD). Построение структурных схем основывалось на использовании фактических данных закалочномикроструктурных исследований и их интерпретации с позиций гипотезы о наследственном влиянии концентрационно-структурного состояния аустенита различного происхождения и строения его межкристаллитных границ на твердофазные превращения в стали [28].

Результаты и их обсуждение. Ранее в работе [29] было изучено

формирование первичной дендритно-зеренной структуры колесной стали. Было показано, что в структуре аустенита после кристаллизации образуются два основных типа межкристаллитных границ: первичные, являющиеся местами срастания дендритов и их ветвей, и вторичные, пересекающие дендриты аустенита в произвольных направлениях (рис. 1). Образование вторичных границ связано с релаксацией напряжений, возникающих при охлаждении слитков, путем микропластической деформации стали смещением (сдвигом) перераспределяющихся дислокаций подобно полигонизации.

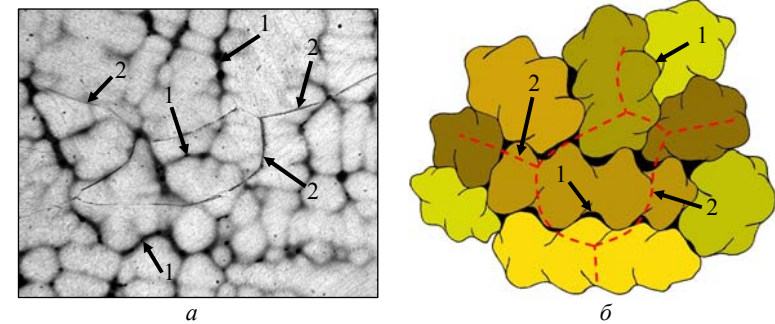


Рис. 1. Дендритно-зеренная структура аустенита (*a*, $\times 25$) и ее схема литых колесных сталей (*б*): 1 – первичные границы, 2 – вторичные границы.

В работе [6] было показано, что вторичные границы в литых Fe–Si сплавах представляют собой дислокационные границы наклона с разориентировкой 15° . Учитывая одинаковую природу происхождения вторичных границ, исследованных в работе [6] и обнаруженных нами, можно сделать вывод, что они также являются границами дислокационного происхождения и имеют большие углы разориентировки.

Относительно первичных границ можно предположить, что их строение будет отличаться от вторичных по причине иного происхождения. Соприкасающиеся поверхности ветвей дендритов могут иметь разную пространственную ориентировку кристаллических решеток аустенита. В результате этого возможно образование границ с разным кристаллографическим сопряжением решеток γ -железа и разной степенью сорбции примесных элементов. Прямая ликвация атомов углерода и других элементов в стали приводит к обогащению ими периферийных зон и соприкасающихся поверхностей дендритов. Высокие температуры образования первичных границ, определяющие активную диффузию атомов железа и примесных элементов, не устраняют полностью образующиеся при срастании дендритов многочисленные дефекты кристаллического строения. Поэтому зоны срастания должны иметь менее совершенное кристаллическое строение, чем внутренние области дендритов.

Образование вторичных границ внутри дендритов обусловлено, по-

видимому, меньшей прочностью этих мест из-за пониженного содержания углерода по сравнению с междендритными участками, что снижает в них сопротивление сдвигу при микропластической деформации. Образование вторичных границ по междендритным участкам также возможно и связано с их меньшим сопротивлением сдвиговым деформациям, но по причине большего несовершенства кристаллохимического строения.

О других качественных и количественных различиях в строении первичных и вторичных границ сейчас трудно сказать что-либо более определенное. Однако достоверно установлено, что в литой стали происхождение границ аустенита, определяющее их строение, влияет на структурообразование при последующих твердофазных превращениях [29]. Вторичные границы аустенита оказывают ориентирующее действие на образующиеся структуры при полиморфном $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении. Закалка колесных сталей из однофазной γ -области приводит к образованию вдоль вторичных границ аустенита монопластин мартенсита (рис. 2 а). Ускоренное охлаждение из двухфазной области $\gamma + \alpha$ фиксирует полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с образованием вдоль вторичных границ доэвтектоидного феррита различной морфологии, чаще игольчатой (рис. 2 б). Также установлено, что первичные границы дендритной структуры аустенита являются местами образования перлита.

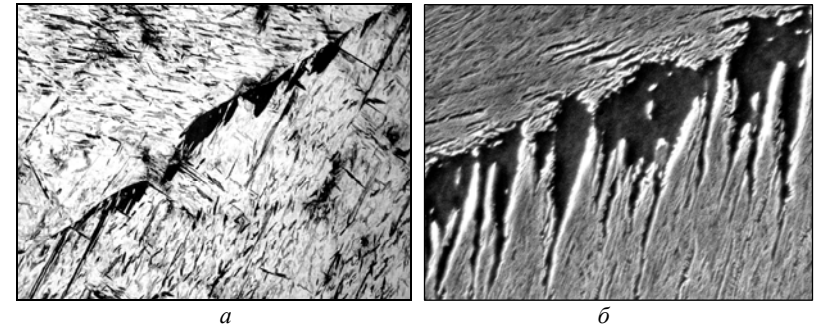


Рис. 2. Структура литых колесных сталей после закалки из γ (а) и $\gamma + \alpha$ (б) области: а – $\times 240$; б – $\times 2400$.

Обобщенную картину формирования феррито-перлитной структуры в литых колесных сталях (рис. 3 а, е) можно представить следующей схемой. После кристаллизации ниже температуры солидус в структуре аустенита (γ) имеются его первичные и вторичные границы (рис. 3 б, в). Снижение температуры ниже точки Ag_3 приводит к образованию от вторичных границ аустенита доэвтектоидного феррита (а) (рис. 3 з), рост которого в глубь зерен приводит к обогащению межфазной границы α/γ атомами углерода, перераспределению на ней атомов железа и ее кристаллохимическому упорядочению, наступающему при температуре эвтектоидного равновесия Ag_1 . Переохлаждение ниже этой температуры вызывает образование перлита,

как от границ α/γ , так и от первичных границ дендритной структуры аустенита (рис. 3 д). Образование перлита от первичных границ начинается в первую очередь в местах их стыков, образуя сфероидальную (веерообразную, узловую) структуру перлита. Наличие таких мест образования перлита (без связи их с доэвтектоидным ферритом) создает иллюзорный эффект внутризеренного зарождения перлита. В стыках нескольких дендритных ветвей с максимальной ликвацией образуются неметаллические включения, принимаемые часто за места начала образования перлита. Настоящие исследования показывают, что образование перлита в этом случае происходит не от неметаллических включений как таковых, а от первичных границ дендритной структуры аустенита, расходящихся от этих включений.

Приблизительное сопоставление числа первичных границ аустенита, определяемого по ликвационным междендритным участкам, с числом образующихся перлитных колоний показывает их количественное несоответствие. Перлитных колоний больше, чем наблюдаемых междендритных стыков. Это несоответствие может быть обусловлено двумя причинами. Первая причина связана с пространственным (объемным) образованием структуры в металлах. Образование перлитных колоний происходит не только от границ, попадающих в плоскость шлифа (рисунка), но и от границ, расположенных вне его. Поэтому наблюдение перлитных колоний, образованных от границ, лежащих вне плоскости шлифа, создает впечатление их внутризеренного зарождения. Второй вероятной причиной множественного образования перлитных колоний является их связь с субграницами аустенита, возникающими под действием термических и фазовых напряжений, при его кристаллизации и твердофазных превращениях. При этом места образования субграниц могут совпадать с первичными междендритными границами аустенита*.

Полученные данные, подтверждая выводы работ [8; 25–27; 36], развивают гипотезу о влиянии строения границ зерен аустенита на зарождение перлита. Теоретически обобщая результаты микроструктурных исследований, можно сказать, что образование перлита связано с определенным структурно-концентрационным состоянием междендритных границ аустенита, сформированным после срастания его дендритных ветвей, развития полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и в результате действия напряжений разного происхождения. Другими словами, подобие строения междендритных границ аустенита определяет подобие образующихся типов структуры при его распаде, в частности – перлита. Этот вывод согласуется с принципом структурного и размерного соответствия П. П. Данкова и С. Т. Конобиевского.

Незначительная протяженность вторичных границ аустенита, образующих доэвтектоидный феррит, объясняет причину наличия его малого количества (до 1 %) в литой структуре колесных сталей относительно

*Для упрощения рисунков 3, 4 и 6 на приведенных схемах субграницы не показаны.

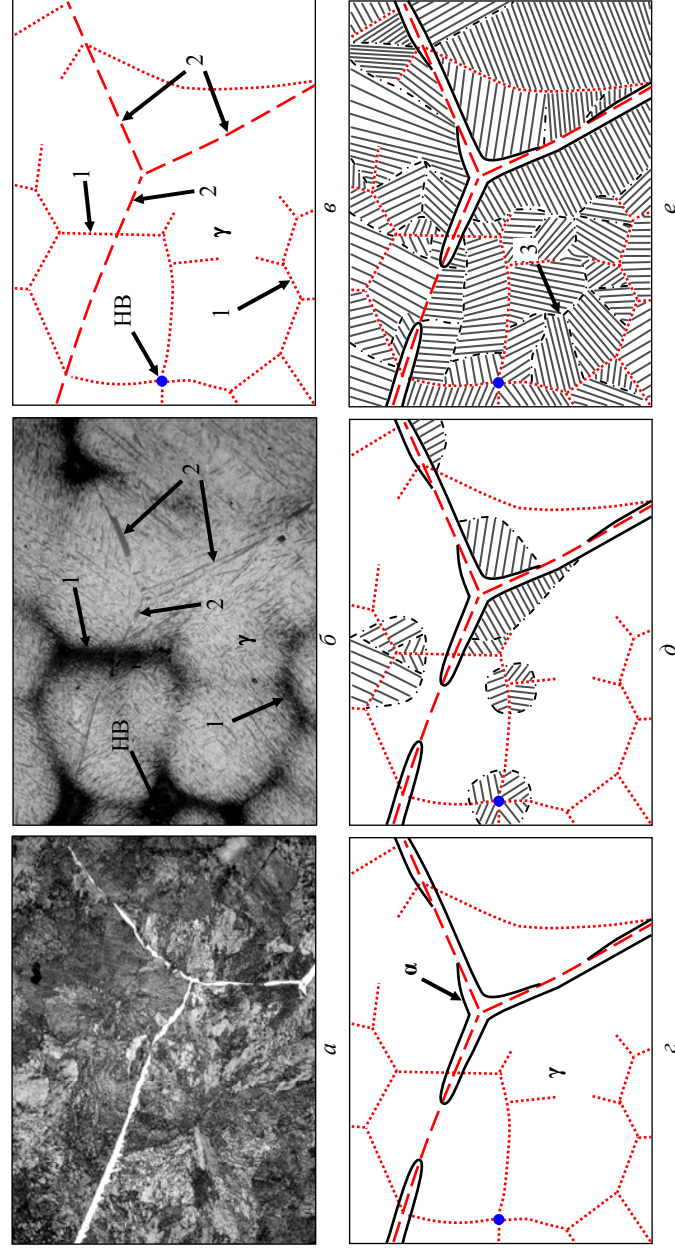


Рис. 3. Микроструктура (а, $\times 120$) литых колесных сталей и схема ее формирования (е-е); б – первичная дендритно-зеренная микроструктура аустенита, $\times 120$: 1 – первичные границы, 2 – вторичные границы, 3 – границы перлитных колоний, НВ – неметаллическое включение.

рассчитанного по диаграмме фазового равновесия системы Fe–C [31]. Для исследованных сталей количество доэвтектоидного феррита при имеющихся скоростях охлаждения от температур кристаллизации должно приближаться к 16–35 %. Поскольку размер зерна аустенита в средне- и высокоуглеродистых доэвтектоидных сталях определяется косвенным методом по сетке феррита [32], становится понятна причина наблюдения крупных зерен в их литой структуре (рис. 3 *a, e*). В этой связи очевидно, что по сетке доэвтектоидного феррита, образующейся от вторичных границ аустенита в литой стали (и границ подобного ферритообразующего строения после ТО и ГПД), нельзя достоверно определять размер аустенитных зерен, всегда имеющих и границы другого строения, не образующих феррит.

В приведенных далее схемах структурообразования при ТО и ГПД было принято условие полного или частичного сохранения первичных и вторичных границ аустенита, их качественного и количественного изменения и возникновения новых границ под действием обработок.

В схеме формирования феррито-перлитной структуры при нормализации литых колесных сталей (рис. 4 *a, d*) было принято допущение, что при температуре нагрева 860 °С и заданном времени выдержки в аустените сохраняются первичные и вторичные межкристаллитные границы кристаллизационного происхождения, а также границы, образованные в результате соприкосновения (стыка) фронтальных поверхностей перлитных колоний при формировании исходной литой структуры (рис. 4 *б*). Образование границ перлитных колоний является очень важным вопросом, требующим специального рассмотрения, которое, однако, не входило в наши задачи. Особенности этих границ и их роль в структурообразовании при фазовой перекристаллизации стали и чугуна подробно рассмотрены в работах В. Д. Садовского, С. С. Дьяченко, К. П. Бунина с сотрудниками и многих других исследователей. На основании того, что ТО литой колесной стали приводит к увеличению количества доэвтектоидного феррита [31], было сделано предположение, что это связано с сохранением в аустените границ перлитных колоний, которые по своему атомно-кристаллическому строению и химическому составу подобны вторичным границам аустенита. Поэтому свойства этих границ и их влияние на фазовые и структурные превращения аустенита будут подобны. Увеличение количества границ аустенита с близким строением и свойствами приводит к увеличению количества однотипных продуктов его распада, т. е. феррита (рис. 4 *в*).

Формирование перлита при этом происходит от первичных границ, межфазных α/γ границ (рис. 4 *з*) и от субграниц аустенита, возникших под действием напряжений. Наблюдается одновременное прорастание нескольких ферритных пластин (α) (рис. 5 *a-в*) вглубь аустенита (γ), по-видимому, путем кристаллографически упорядоченной перестройки атомов решетки железа при полиморфном $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении в сочетании с диффузионным перераспределением углерода в поперечном и продольном направлении от растущих ферритных пластин цементита [33; 34]. Исследования методом дифракции отраженных электронов качественного состава, имеющих при феррито-перлитном превращении межкристаллитных границ, выявляют

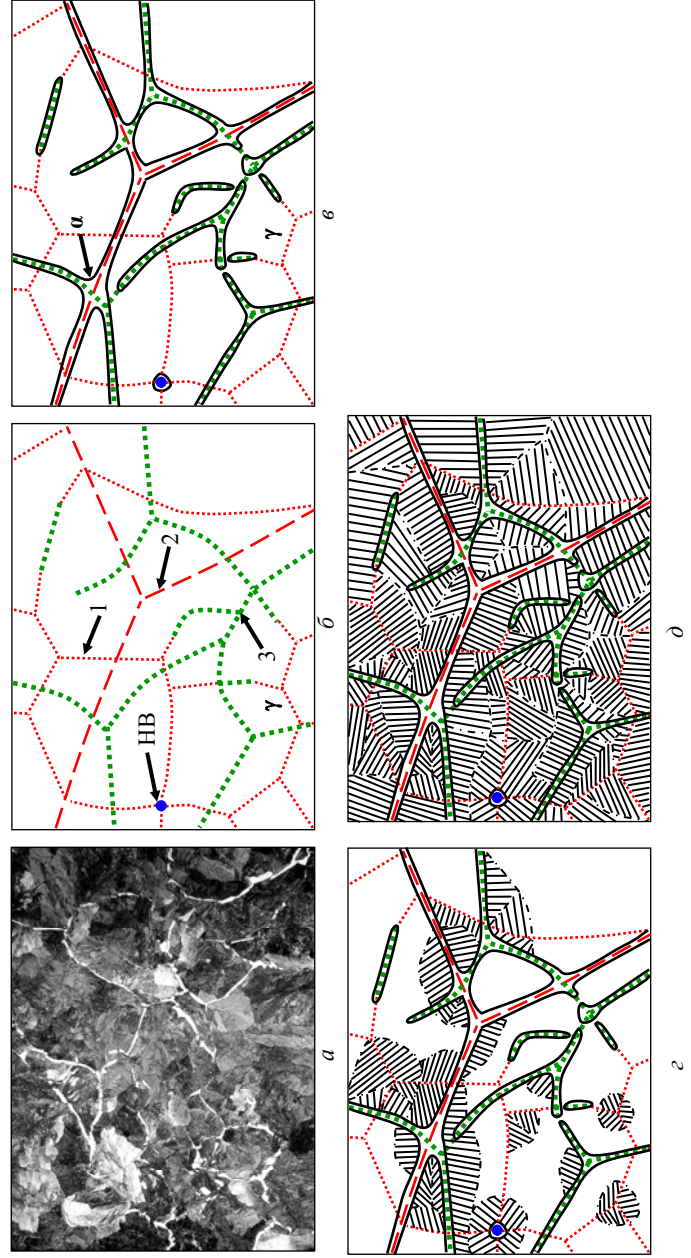


Рис. 6. Микроструктура (а, $\times 120$) колесных сталей и схема ее формирования после ГПД (б-д): 1 – первичные границы, 2 – вторичные границы, 3 – границы после ГПД, HB – неметаллическое включение

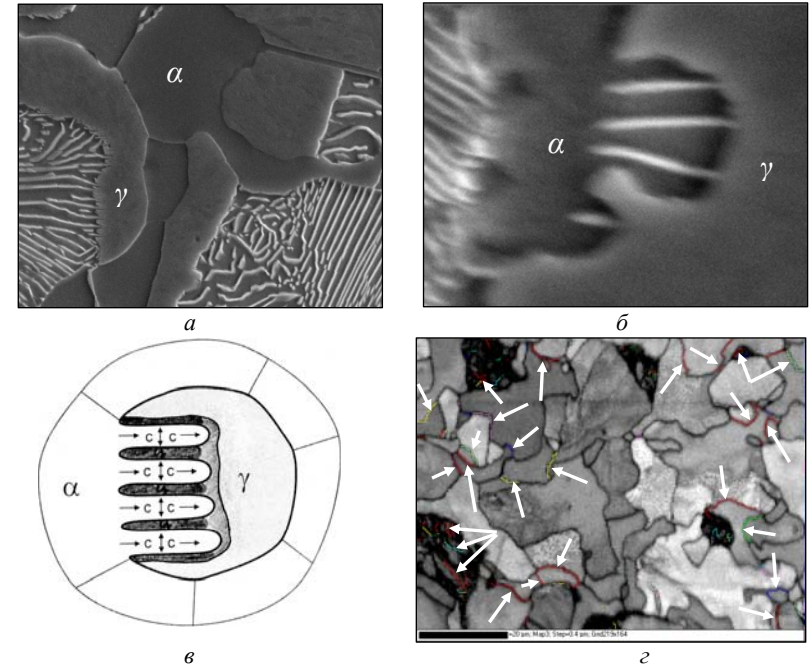


Рис. 5. Структура колесной стали (*а, б*), зафиксированная закалкой во время феррито-перлитного превращения, и схема ее образования (*в*); *г* – данные определения методом EBSD наличия двойникованных и специальных Σ_3 границ (указаны стрелками без разделения типа границ) во время феррито-перлитного превращения: *а* – $\times 2400$; *б* – $\times 7400$.

наличие их двойникованного и специального Σ_3 типа (рис. 5 *г*).

Структура колесных сталей после ТО из-за большого количества феррита, по зернограничному выделению которого определяют размер аустенитных зерен, представляется более мелкозернистой (рис. 4 *а, д*). Результаты настоящей работы позволяют заключить, что этот эффект связан не столько с изменением размеров аустенитных зерен, сколько с качественным и количественным изменением состава образующих их межкристаллитных границ аустенита.

Формирование феррито-перлитной структуры после ГПД (рис. 6 *а, д*) в перекристаллизованных литых колесных сталях можно представить следующим образом. При более высокой температуре нагрева для ГПД ($1\ 240\ ^\circ\text{C}$) под действием рекристаллизации аустенита границы перлитных колоний исчезают; сохраняются только первичные и вторичные границы кристаллизационного происхождения в силу их большей устойчивости к рекристаллизации. После нагрева под ГПД структура аустенита подобна и в основных своих чертах соответствует исходной, образующейся после

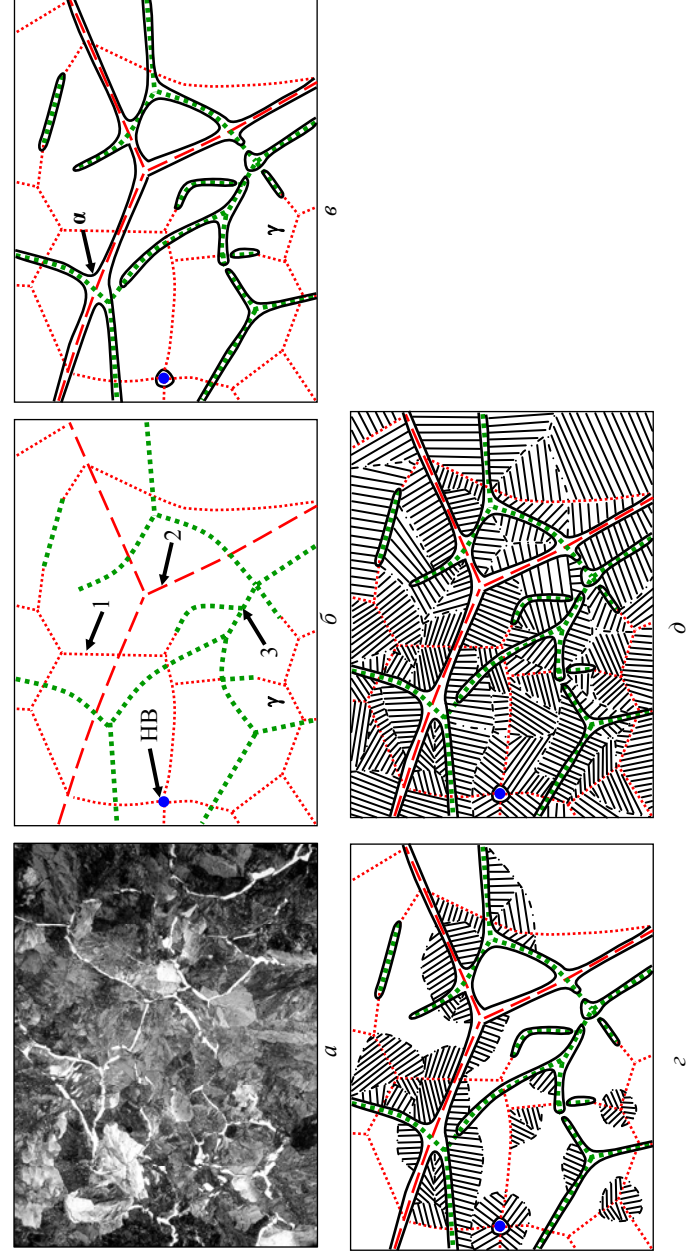


Рис. 6. Микроструктура (а, $\times 120$) колесных сталей и схема ее формирования после ГПД (б-д): 1 – первичные границы, 2 – вторичные границы, 3 – границы после ГПД, НВ – неметаллическое включение.

кристаллизации (рис. 3 б, в). При ГПД происходят сложные и многообразные процессы возникновения, аннигиляции и упорядочения дислокаций; упрочнения и разупрочнения аустенита под действием приложенных напряжений, их высокотемпературной релаксацией; диффузии и других явлений, сопровождающих динамическую рекристаллизацию стали [35]. Основными факторами, влияющими на эти процессы, являются: схема и скорость деформации, определяющие напряженно-деформированное состояние, температура деформации, время последеформационных пауз и др. Кроме того, особенности осуществления внешнего деформирующего воздействия и возникающее при этом напряженно-деформированное состояние влияют на сочетание механизмов пластической деформации аустенита скольжением, двойникованием, сбросообразованием и зернограничным проскальзыванием. Главным результатом этих процессов является формирование в аустените устойчивых большеугловых границ дислокационного происхождения, развитие субструктуры, внутрифазное и зернограничное перераспределение примесей. Совокупность этих факторов определяет особенности распада горячедеформированного аустенита.

Поскольку при ГПД происходит измельчение зерен аустенита, размер которых для колесных сталей традиционно оценивается методом ферритной сетки, логично предположить, что возникающие новые границы в аустените после деформации являются ферритообразующими и по своему строению подобны его вторичным границам кристаллизационного происхождения. Количество, строение и распределение этих границ (рис. 6 б) зависит от величины напряжений и их проникновения при деформации, а также от рекристаллизационных процессов. Выделение феррита при последующем распаде аустенита происходит от его вторичных границ кристаллизационного происхождения и от границ, образованных под действием ГПД (рис. 6 в). При этом размер зерна, оцениваемый по ферритной сетке, естественно меньше, чем после кристаллизации стали, но больше, чем после нормализации. Полученная структурная схема достаточно адекватна к реальной структуре, образующейся после ГПД (рис. 6 а, д). Схема образования перлита после ГПД (рис. 6 з) аналогична схеме, описанной выше для литой и нормализованной стали.

В работе [36] было установлено положительное влияние увеличения степени предварительной ГПД на механические свойства, особенно ударную вязкость, ободьев железнодорожных колес после дальнейшей нормализации. Исходя из разработанных структурных схем, этот эффект можно объяснить тем, что различные комбинации ГПД и ТО литой структуры колесных сталей формируют в них определенный набор межкристаллитных границ различного происхождения, влияющих на механические свойства. В частности, это влияние наиболее сильно сказывается на механизме зернограничного распространения трещины и разрушение материала под действием ударных нагрузок.

Заключение. Представленные в работе структурные схемы и механизмы, несмотря на их упрощенность и вызванное этим некоторое несовершенство, разработаны на основе одного общего принципа, заключающегося в том, что

образование определенного типа и морфологии структуры при одинаковых прочих условиях распада аустенита стали одного состава определяется кристаллохимическим строением и свойствами его межкристаллитных границ. Подобие строения межкристаллитных границ аустенита, несмотря на их разное происхождение, определяет подобие образующихся типов структуры при его распаде. Несомненно, однако, что при определенных условиях обработки стали межкристаллитные границы разного происхождения будут вести себя по-разному в процессах структурообразования, например при рекристаллизации аустенита.

Построенные по этому принципу схемы позволяют наглядно представить причинно-следственную связь и ход образования феррито-перлитной структуры, характерной для большого класса сталей, в том числе и колесных. Использование этого принципа позволило установить наследственную связь процессов структурообразования при кристаллизации стали и последующих ее обработках, основными из которых являются термическая и горячая пластическая деформация. В этой связи стоит привести цитату из работы [17, с. 350]: "... для предмета, относящегося к области твердотельных превращений, необычно, что проблема заключается в отсутствии подходящей теории, а не в недостатке количественных данных". Думается, что объединяющей идеей в теории образования и превращений аустенита, формирования структуры и свойств стали может являться идея возникновения и влияния на эти процессы особенностей строения и свойств различных межкристаллитных границ, развиваемая в работах А. И. Яценко и Г. Д. Сухомлина с сотрудниками.

Дальнейшее развитие идей этого направления должно быть в установлении количественных зависимостей между строением границ различного происхождения со структурой и свойствами стали. Необходимо разработка структурных схем, связывающих строение межкристаллитных границ в стали с образующимися от них типами и морфологией структур. Требуется математическое описание этих схем и термодинамические расчеты, показывающие энергетическую выгоду их реализации. При разработке таких схем необходимо будет решение актуальных, но до конца не решенных проблем, связанных как со строением и свойствами самих границ, так и с их влиянием на механизм полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в зависимости от условий его протекания, перераспределение и взаимодействие атомов железа и примесных элементов и многих других вопросов.

Результаты этих исследований позволят совершенствовать существующие и разрабатывать новые способы и сквозные технологии получения требуемой структуры и свойств стали путем направленного формирования в ней межкристаллитных границ различного типа на всех этапах производства металлопродукции.

Литература

1. Поверхностные трещины на непрерывнолитой заготовке – роль аномально крупных зерен первичного аустенита // Новости черной металлургии за рубежом. – 2008. – № 6. – С. 32–36.

2. Унифицированная терминология для границ, вызванных деформацией // *Новости черной металлургии за рубежом.* – 2009. – № 2. – С. 83–84.
3. Неорганическое материаловедение: В 2 т. / Под. ред. Гнесина Г. Г. и Скорохода В. В. – Т. 1: Основы науки о материалах. – К. : Наукова думка, 2008. 1147 с.
4. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. – М. : Металлургия, 1978. – 392 с.
5. Мак Лиин Д. Границы зерен в металлах. – М. : Metallurgizdat, 1960. – 322 с.
6. Мовчан Б. А. Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах. – К. : Техніка, 1970. – 212 с.
7. Кайбышев О. А., Валиев Р. З. Границы зерен и свойства металлов. – М.: Металлургия, 1987. – 214 с.
8. Сухомлин Г. Д. Строение и свойства большеугловых специальных внутрифазных и межфазных границ в металлах и сплавах промышленного производства: Автореф. дис. ... докт. техн. наук: 05.02.01 / ПГАСА. – Днепропетровск, 2007. – 36 с.
9. Хворинов Н. И. Кристаллизация и неоднородность стали. – М. : Машгиз, 1958. – 392 с.
10. Голиков И. Н., Масленков С. Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. – М. : Металлургия, 1977. – 224 с.
11. Пинес Б. Я. Очерки по металлофизике. – Х. : Изд-во Харьк. ун-та, 1961. – 315 с.
12. Александров Л. Н., Любов Л. Н. Теоретический анализ кинетики распада пересыщенных твердых растворов // УФН. – 1961. – Т. LXXXV, вып. 1. – С. 117–150.
13. Попов А. А. Фазовые превращения в металлических сплавах. – М. : Metallurgizdat, 1963. – 312 с.
14. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. – М. : Наука, 1977. – 236 с.
15. Садовский В. Д. Структурная наследственность в стали. – М. : Металлургия, 1973. – 205 с.
16. Теплухин Г. Н. Закономерности структурообразования в сталях перлитного класса. – Л. : Изд-во Ленингр. ун-та, 1982. – 186 с.
17. Физическое материаловедение: В 3 т. / Под. ред. Канна Р. У. и Хаазена П. – Т. 2: Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами. – М. : Металлургия, 1987. – 624 с.
18. Фарбер В. М. Особенности фазовых превращений при нагреве и охлаждении сталей. – Екатеринбург : УПИ, 1992. – 116 с.
19. Тушинский Л. И., Батаев А. А., Тихомиров Л. Б. Структура перлита и конструкционная прочность стали. – Новосибирск : Наука, 1993. – 280 с.
20. Большаков В. И. Субструктурное упрочнение конструкционных сталей. – Канада, 1998. – 316 с.
21. Счастливцев В. М., Мирзаев Д. А., Яковлева И. Л. и др. Перлит в углеродистых сталях. – Екатеринбург : УрО РАН, 2006. – 311 с.
22. Мазур В. И., Мазур А. В. Введение в теорию сплавов. – Д. : Лира

ЛГД, 2009. – 264 с.

23. Большаков В. И., Бекетов А. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В. Механизм зарождения и роста перлитных колоний // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов. Вып. 53. – Дн-вск., ПГАСА, 2010. – С. 173–179.

24. Пилюшенко В. Л., Яценко А. И., Белянский А. Д. и др. Структура и свойства автолистовой стали. – М. : Металлургия, 1996. – 164 с.

25. Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М. Термомеханическая обработка стали. – М. : Металлургия, 1983. – 480 с.

26. Парусов В. В. Разработка высокоэффективных процессов термической обработки мелкосортного проката и катанки и их промышленное освоение: Автореф. дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / ДМетИ. – Днепропетровск, 1990. – 36 с.

27. Парусов В. В. Морфологические особенности перлита при превращениях гомогенного аустенита // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. науч. тр. – Вып. 2 – К. : Наукова думка, 1998. – С. 355–364.

28. Борисенко А. Ю. Традиции металлографической школы К. П. Бунина // Металл и литье Украины. – 2010. – № 1–2. – С. 58–60.

29. Борисенко А. Ю., Кононенко А. А., Бабаченко А. И., Тараненко А. А. Формирование литой дендритно-зеренной структуры в колесной стали // Стратегия качества в промышленности и образовании. Т. 1. – Дн-ск, Варна, 2010. – С. 120–124.

30. Smith C. S. Microstructure // Trans. ASM. – 1953. – V.45. – P. 533–575.

31. Влияние механизма образования аустенита на его строение в первичной структуре сталей / А. И. Яценко, А. Ю. Борисенко, Н. И. Репина, П. Д. Грушко, А. А. Кононенко, В. К. Коваль // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов. Вып. 48, ч.1. – Дн-вск., ПГАСА, 2009. – С. 160–167.

32. О применении метода ферритной сетки для определения размера зерна аустенита в стали / А. Ю. Борисенко // 36. тез доп. всеукр. наук.-техн. конф. студ. і мол. вчених "Молода академія 2010". – Дніпропетровськ, НМетАУ. – 2010. – Т. 2. – С. 210–211.

33. Формирование карбидных прослоек в среднеуглеродистой стали / А. Ю. Борисенко, А. А. Кононенко, В. Л. Плюта, А. И. Яценко, В. И. Сухомлин // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. Вып. 41. – Дн-вск, ПГАСА, 2007. – С. 96–101.

34. О влиянии структурно-свободных фаз на образование перлита / А. Ю. Борисенко, А. А. Кононенко // 36. тез допов. всеукр. наук.-техн. конф. "Молода академія 2008". – Дніпропетровськ, ГМетАУ. – 2008. – С. 389–390.

35. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М. : Металлургия, 1978. – 568 с.

36. Узлов И. Г., Бабаченко А. И., Шрамко А. В. и др. Исследование влияния деформационной обработки колесной заготовки на механические свойства железнодорожных колес // Металл и литье Украины. – 2005. – № 9–10. – С. 54–57.