МЕТАЛЛУРГИЯ

The change of microstructure, quantity, character of bainite allocation at lowering of the lead melt temperature is revealed as a result of investigations of microstructure of the samples of steel 80K after isothermal breakdown of austenite in temperature range 610–400 °C.

Т. П. КУРЕНКОВА, Е. С. СЕРЕГИНА, РУП «БМЗ», А. Ю. БОРИСЕНКО, ИЧМ НАН Украины

УДК 669.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ МЕТАЛЛОКОРДА И РВД ПОСЛЕ ПАТЕНТИРОВАНИЯ В УСЛОВИЯХ РУП «БМЗ»

Проволоку различных диаметров для шинного корда и РВД на РУП «БМЗ» изготавливают из высокоуглеродистой стальной катанки диаметром 5,5 мм методом холодного волочения с промежуточным патентированием. Химический состав стали марок 65К–90К: С – 0,65–0,95%, Mn – 0,4–0,7, Si ≤ 0,30, P, S ≤ 0,015, Cu, Cr, Ni ≤ 0,05, Al ≤ 0,004, N_2 ≤ 0,006, O_2 ≤ 0,004%.

В результате горячей прокатки с регулируемым водно-воздушным охлаждением на линии Стельмор микроструктура катанки состоит из тонкопластинчатого перлита 95–99% и незначительного количества свободного феррита в виде незамкнутой сетки по границам зерен (рис. 1). Количество свободного феррита зависит от содержания углерода, режимов охлаждения, однако даже в эвтектоидном и заэвтектоидном составе стали (С = 0,8–0,9%) всегда имеется свободный феррит по границам бывших аустенитных зерен. Количество перлита, разрешаемого при увеличении металлографического микроскопа 1000 крат, составляет 5–20% от площади сечения катанки (рис. 1), при этом истинное расстояние между пластинами феррито-цементитной смеси составляет 0,11–0,18 мкм.

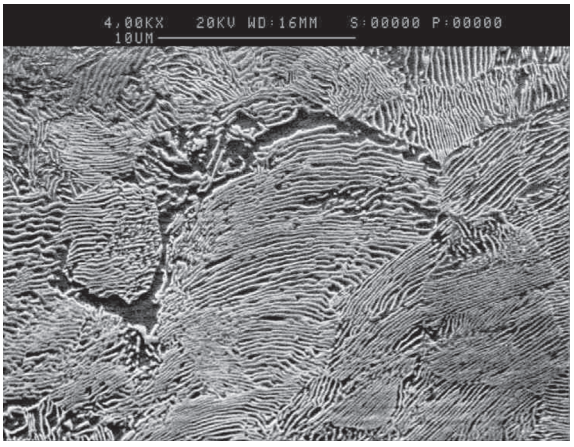
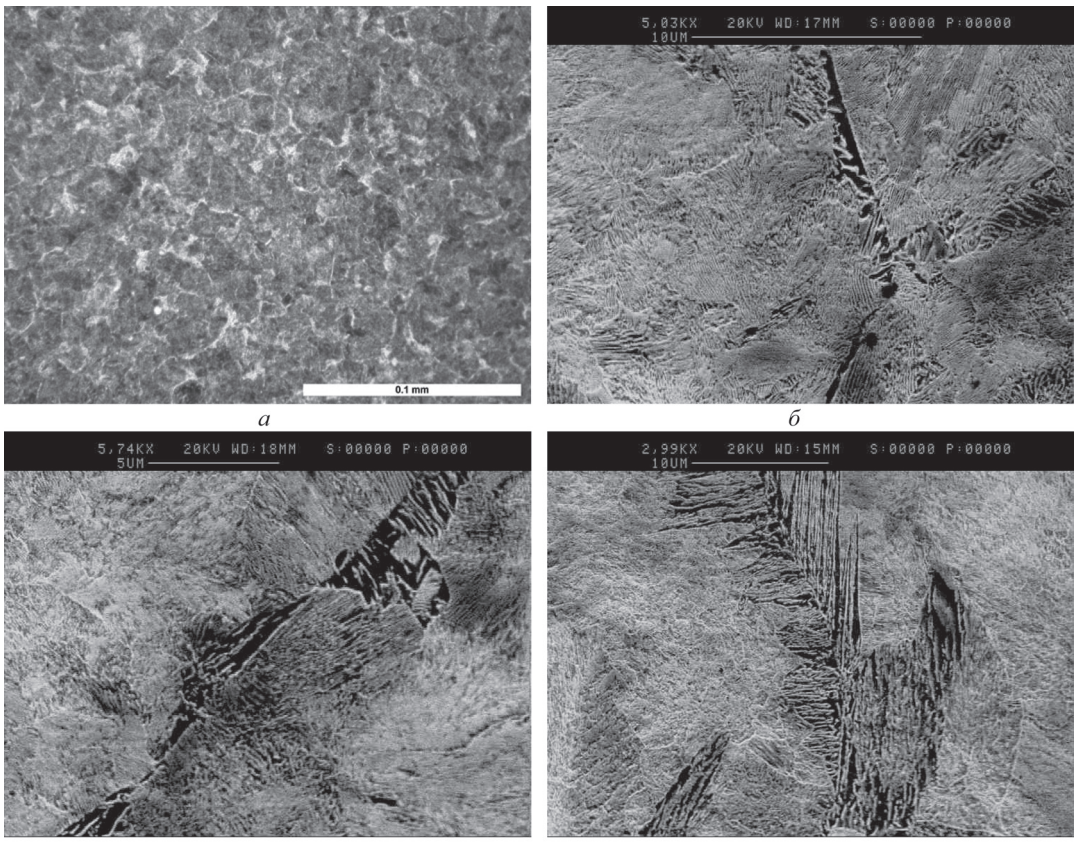


Рис. 1. Микроструктура катанки после травления в реактиве Нитал. Изображение получено на растровом электронном микроскопе

Данные свойства и структура катанки позволяют получать высококачественную проволоку диаметром 3,6–1,3 мм со степенью обжатия при волочении на сухой смазке до 94%. Дальнейшее волочение приводит к потере пластических свойств и охрупчиванию проволоки. Для обеспечения обжатия еще на 90–99%, получения диаметров проволоки для металлокорда 0,30–0,15 мм, обеспечения необходимых прочностных и пластических свойств проводится патентирование.

При патентировании проволока нагревается в печи до температуры аустенитизации (920–960 °С), время аустенитизации – 11–16 с, затем происходит изотермический распад аустенита в свинцовой ванне в течение 10–20 с, температура свинца – 550–590 °С. Скорость движения проволоки по агрегату латунирования 34–50 м/мин, при этом скорость охлаждения проволоки может быть 170–200 °С/с. Получаемая микроструктура патентирования – 92–98% высокодисперсный троостит, истинное расстояние между пластинами составляет 0,06–0,07 мкм, что примерно в 2 раза меньше, чем на катанке. В микроструктуре патентирования контролируют размер зерна перлита, степень обезуглероживания и перегрева. От 2 до 8% в микроструктуре патентированной заготовки занимают выделения в виде незамкнутой сетки по границам бывших аустенитных зерен (рис. 2). Выделения по границам зерен по внешнему виду напоминают феррит в виде тонких пластин (рис.2, *а*) и верхний бейнит (рис. 2, *г*). Часто ферритные участки выглядят как основание для бейнитного зерна, а некоторые зерна напоминают одновременно перлит и бейнит (рис. 2, *в*).



а *б* *в* *г*

Рис. 2. Микроструктура патентированной заготовки, изготовленной на агрегатах патентирования РУП «БМЗ» после травления в реактиве Нитал: *а* – изображение в темном поле; *б* – феррит в виде тонких пластин, изображение получено на электронном микроскопе; *в, г* – бейнит различной морфологии, изображение получено на электронном микроскопе

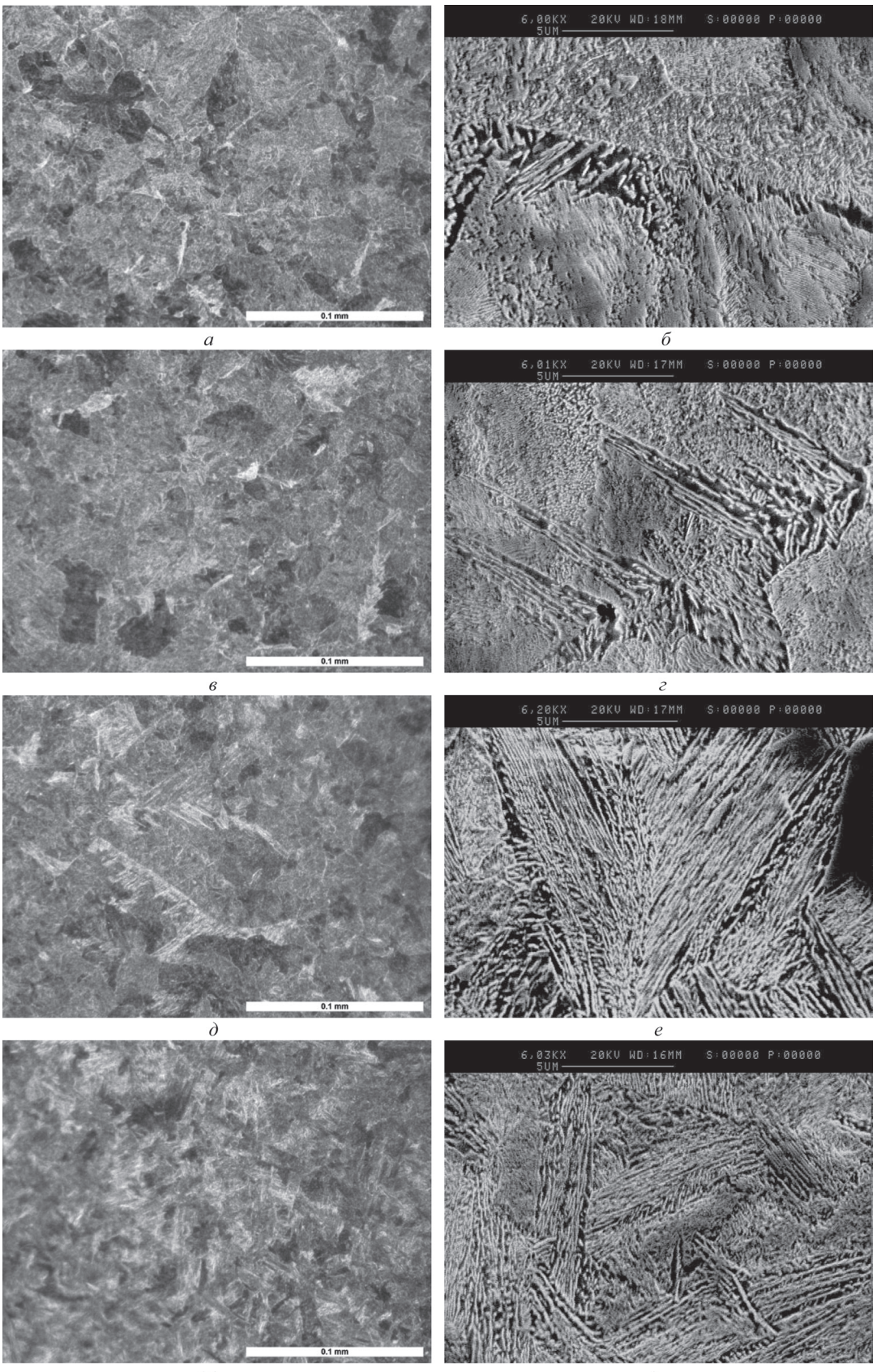
Согласно диаграмме фазового равновесия Fe–Fe_3C, в сталях эвтектоидного и заэвтектоидного состава не должно быть доэвтектоидного феррита, а при ускоренном охлаждении при патентировании его не должно быть и на доэвтектоидных сталях, близких к эвтектоидным. По перечисленным выше причинам состав и механизм образования фаз по границам аустенитного зерна трактуется по-разному различными исследователями. Для обеспечения прочностных и пластических свойств проволоки, высокой технологичности волочения необходимо получать как можно более однородную структуру патентирования, без выделений лишних фаз по границам зерен. Поэтому с целью конкретизации знаний о составе и механизме образования выделений по границам зерен проводили исследовательские работы совместно со специалистами ИЧМ НАН (Украина).

Исследования выполнены на образцах проволочной заготовки диаметром 1,8 мм из стали марки 80К производства РУП «БМЗ» с химическим составом: C – 0,8%, Mn – 0,52, Si – 0,18, Cr – 0,03, Ni – 0,02, Cu – 0,04, Al – 0,001, P – 0,006, S – 0,009 и N_2 – 0,005%.

Образцы длиной 250 мм обрабатывали по режиму: нагрев до 930 °С, выдержка 5 мин после садки образцов в печь, охлаждение в расплаве свинца с температурой 610, 600, 590, 580, 570, 560, 550, 540, 530, 500, 450 и 400 °С в течение 3 мин. Для сравнения структур стали, образующихся после ускоренного охлаждения в расплаве свинца, со структурой после замедленного охлаждения были получены образцы, охлажденные с печью. Исследование структуры образцов после замедленного охлаждения было вызвано необходимостью определения возможности выделения доэвтектоидного феррита в стали марки 80К.

Микроструктурные исследования показали, что превращение аустенита во всем исследуемом температурном интервале патентирования приводит к образованию сорбитообразного перлита (троостита), верхнего бейнита, тонких пластин феррита по границам предположительно аустенитных зерен. Количество верхнего бейнита по границам растет с уменьшением температуры распада с 610 до 540 °С, ниже 540 °С бейнит из граничной превращается в основную структурную составляющую.

В результате исследований выявлено изменение морфологии и количества, характера распределения верхнего бейнита при понижении температуры расплава свинца (рис. 3).



а *б* *в* *г* *д* *е* *ж* *з*

Рис. 3. Микроструктура стали марки 80К (травление в реактиве Нитал) после патентирования при температурах: *а, б* – 610–600 °С; *в, г* – 590–570; *д, е* – 560–540; *ж, з* – 530–400 °С; *а, в, д, ж* – изображение в темном поле; *б, г, е, з* – изображение получено на растровом электронном микроскопе

Интервалу распада 610–600 °С соответствует структура, типичный вид которой показан на рис. 3, *а*, *б*. По границам бывших аустенитных зерен имеются выделения участков феррита неопределенной формы с кристаллографически неупорядоченным расположением грубых включений цементита. Условно такая структура названа «Тип А».

Интервалу распада 590–570 °С соответствует структура, типичный вид которой показан на рис. 3, *в*, *г*. Структура характеризуется наличием большего, чем на предыдущем интервале, числа игольчатых феррито-цементитных образований небольшой протяженности от границы зерна в глубь, имеющих пилообразное строение границы раздела с перлитом. Условно такая структура названа «Тип Б».

Интервалу 560–540 °С соответствует структура, типичный вид которой показан на рис. 3, *д*, *е*. Растет количество кристаллографически ориентированных игольчатых феррито-цементитных пластин верхнего бейнита по границам аустенитных зерен, их протяженность и распространение в глубь, увеличивается дисперсность феррито-цементитной смеси. Условно такую структуру можно назвать «Тип В».

Интервалу 530–400 °С соответствует структура, представленная на рис. 3, *ж*, *з*. Бейнит составляет большую часть структуры, кристаллографически ориентированные пластины становятся менее протяженными, более дисперсными, появляются параллельные пакеты из феррито-цементитных пластин. Условно такая структура названа «Тип Д».

Необходимо отметить, что полученные в лабораторных условиях температурно-скоростные режимы могут несколько не совпадать с режимами аустенитизации и распада аустенита на агрегатах патентирования РУП «БМЗ», но характер изменения морфологии, количества, распределения и внешнего вида структур с понижением температуры распада одинаков. По сравнению с микроструктурами проволоки после патентирования на РУП «БМЗ» в лабораторных условиях получено слишком крупное зерно аустенита при нагреве (рис.2, *а*, 3, *а*), поэтому бейнитные колонии на опытных образцах более крупных размеров.

Микроструктуры патентирования проволоки РУП «БМЗ» с распадом аустенита при температурах свинца 590–560 °С соответствуют типам А, Б, но протяженность границ с выделениями феррито-бейнитных фаз больше, они образуют сетку. В структуре проволоки РУП «БМЗ» большую долю граничной фазы занимают выделения феррита в виде тонких пластин (см. рис. 2, *б*), напоминающие доэвтектоидный феррит. На образцах, полученных в лабораторных условиях, таких пластин меньше. Имеются тонкие пластины феррита и в центральной части образцов, охлажденных вместе с печью (рис. 4). В их расположении сложно найти порядок распределения. Часто они расположены по границам грубодисперсных колоний перлита.

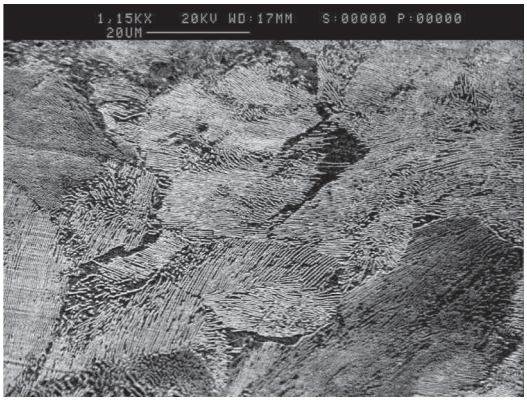


Рис. 4. Феррит в виде тонких пластин в центральной зоне образца, охлажденного вместе с печью

Наличие ферритных пластин позволяет предположить, что длительное время аустенитизации эвтектоидной стали – нагрев и охлаждение вместе с печью не привели к выравниванию концентрации углерода по всему объему, вероятно, ферритные пластины зарождаются в большей степени на участках, где был феррит в катанке. Сравнительно меньшее количество на опытных образцах тонких пластин феррита в виде незамкнутой сетки по границам аустенитных зерен, возможно, связано с большим временем прогрева образцов в печи (5 мин), большей степенью однородности аустенитного зерна, меньшей протяженностью границ. И соответственно одной из главных причин выделения граничной фазы в виде тонких пластин феррита является недостаточная гомогенность аустенита, малая концентрация углерода на границах зерен аустенита и бывших участках феррита с катанки. Недостаточной гомогенностью и меньшей концентрацией углерода по границам зерен аустенита можно объяснить образование бейнитных колоний по границам зерен в интервале распада аустенита более 550 °С, так как начало образования бейнита в сталях с меньшим содержанием углерода смещается в сторону более высоких температур. Участки, обедненные углеродом, располагаются, видимо, по границам аустенитных зерен, в том числе и вокруг участков феррита, поэтому при высоких скоростях охлаждения в этих зонах образуется бейнитная фаза.

На границах предполагаемых аустенитных зерен участки с ферритом образуются в структуре

катанки, участки с ферритом и бейнитом – в структуре патентированной проволоки несмотря на существенные различия в условиях аустенитизации. Поэтому большая вероятность, что этот процесс связан с обогащением границ зерен химическими элементами и примесями, связывающими углерод, и обусловлен химическим составом стали, но, возможно, и с температурно-скоростными параметрами при изготовлении катанки и патентированной заготовки. Чтобы оценить влияние этих факторов на получение максимально однородной структуры, без выделений по границам зерен, необходимо провести дополнительные исследования.

Выводы

1. В результате исследований микроструктуры образцов проволоки из стали марки 80К после изотермического распада аустенита в интервале температур 610–400 °С, полученных в лабораторных условиях, выявлено изменение морфологии, количества, характера распределения верхнего бейнита при понижении температуры расплава свинца.

2. В условиях РУП «БМЗ» при патентировании образуется верхний бейнит предположительно по границам бывших аустенитных зерен двух типов: в виде участков феррита неопределенной формы с кристаллографически неупорядоченным расположением грубых включений цементита; в виде игольчатых феррито-цементитных образований небольшой протяженности от границы зерна в глубь, имеющих пилообразное строение границы раздела с перлитом.

3. Количество бейнитных продуктов по границам предположительно аустенитных зерен увеличивается с понижением температуры изотермического распада, ниже температуры 540 °С бейнит из граничной превращается в основную структурную составляющую.

4. Образование феррита и бейнитных продуктов по границам предположительно аустенитных зерен связано с процессами уменьшения концентрации углерода на границах зерен на стадии гомогенизации аустенита при изготовлении катанки и проволоки.