



The influence of bainite structure on mechanical characteristics of wire of steel 80 after patenting is studied. The quantity and structure state of bainite, providing high complex of mechanical characteristics of high-carbon wire, is determined.

А. Ю. БОРИСЕНКО, В. А. ЛУЦЕНКО,
О. В. ЛУЦЕНКО, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины,
Т. П. КУРЕНКОВА, Е. С. СЕРЕГИНА, А. В. ДЕМИДОВ,
ОАО «БМЗ» – управляющая компания холдинга «БМК»

УДК 669.112.227.33:669.14.018.295

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПАТЕНТИРОВАННОЙ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКИ

Высокоуглеродистая проволока для производства металлокорда и армирования рукавов высокого давления диаметром 0,15–0,50 мм изготавливается из катанки диаметром 5,5 мм методом волочения с промежуточным патентированием и обладает высокими прочностными и пластическими свойствами. Указанный комплекс свойств обеспечивается за счет оптимальной термообработки, формирования в процессе патентирования структуры тонкодисперсного перлита – сорбита, троостита. В структуре патентированной стали не допустим мартенсит, а также значительное количество избыточного феррита по границам зерен [1–5]. О структуре бейнита в патентированной проволоке или не упоминается вообще, или говорится как о нежелательной, снижающей ее механические свойства. Как показывает практика, достижение требуемых механических свойств проволоки из высокоуглеродистой стали после патентирования еще не гарантирует ее технологичность (отсутствие обрывов и упрочняемость) при дальнейшей переработке. Микроструктурные исследования показывают, что существующие режимы патентирования приводят к формированию наряду с тонкодисперсными перлитными структурами структуры бейнита. В зависимости от режимов термической обработки (патентирования) возможно формирование не только разного количества, но и различных типов бейнита, которые по-разному влияют на механические свойства патентированной проволоки и технологичность переработки.

Целью настоящих исследований являлось установление закономерностей влияния количества, характера распределения, строения бейнита на механические свойства высокоуглеродистой патентированной проволоки.

Исследования выполнены на проволочных образцах диаметром 1,8 мм из стали марки 80К производства БМЗ, содержащей 0,80% С, 0,52% Мn, 0,18% Si, 0,03% Cr, 0,02% Ni, 0,04% Cu, 0,001% Al, 0,006% P, 0,009% S и 0,005% N₂.

Патентирование образцов длиной 250 мм осуществляли в лабораторных условиях 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.

Определение механических свойств проводили при испытании на растяжение трех образцов для каждого из режимов патентирования.

Исследовали микроструктуру каждого образца на металлографическом световом и растровом электронном микроскопах. Долю бейнита рассчитывали по электронно-микроскопическим изображениям микроструктуры ($\times 9600$) методом полуавтоматического подсчета площади с помощью компьютерной программы определения площадей.

В связи с тем что при патентировании образцов происходило образование поверхностной окалины во время нагрева, изменяющей их исходный диаметр, то для анализа характеристик механических свойств использовали не значения напряжений, учитывающие площадь сечения образца при определении заданной характеристики, а только возникающие при этом усилия.

Анализировали значения следующих механических характеристик: R_m – усилие максимальной нагрузки, Н; $R_{0,2}$ – усилие, определяющее условный предел текучести, Н; $R_{0,2}/R_m$ – отношение усилия, определяющего условный предел текучести, к усилию максимальной нагрузки, %; A – относительное удлинение после разрыва, %; $E_{\text{мод}}$ – мо-

дуть упругости, H/mm^2 ; W_{max} – работа пластической деформации при максимальном усилии, Н·мм.

Результаты исследования. Зависимости изменения средних значений исследуемых механических свойств и микроструктуры от температуры охлаждения аустенита в расплаве свинца приведены на рис. 1, 2.

Из рис. 1 видно, что значения механических свойств повышаются с разной степенью интенсивности от температуры расплава 610 до 570–560 °С, затем происходит их снижение; при температурах расплава ~500–450°С они вновь начинают повышаться. Рассмотрим взаимосвязь полученных механических свойств патентованной проволоки с ее микроструктурой.

Исследования показали, что превращения аустенита в исследуемом температурном интервале приводят к образованию следующих структурных составляющих: сорбита, троостита – основная

структура, образующаяся при температурах расплава 610–540 °С; бейнита, выделяющегося предположительно по границам бывших аустенитных зерен при температурах расплава 610–540 °С и являющегося основной структурой при охлаждении в расплаве с температурой 540–400 °С; тонких прожилков феррита, образующихся в незначительном количестве (0,5–1,0%), предположительно по границам бывших аустенитных зерен.

Верхний бейнит, формирующийся при температурах расплава 610–600 °С, представляет собой пограничные образования небольшой протяженности неопределенной (аллотриоморфной) формы с кристаллографически неупорядоченным расположением грубых цементитных частиц в феррите (рис. 2, а, б). Встречаются участки верхнего бейнита в виде направленных (идиоморфных) игольчатых феррито-цементитных образований, имеющих также небольшую протяженность от

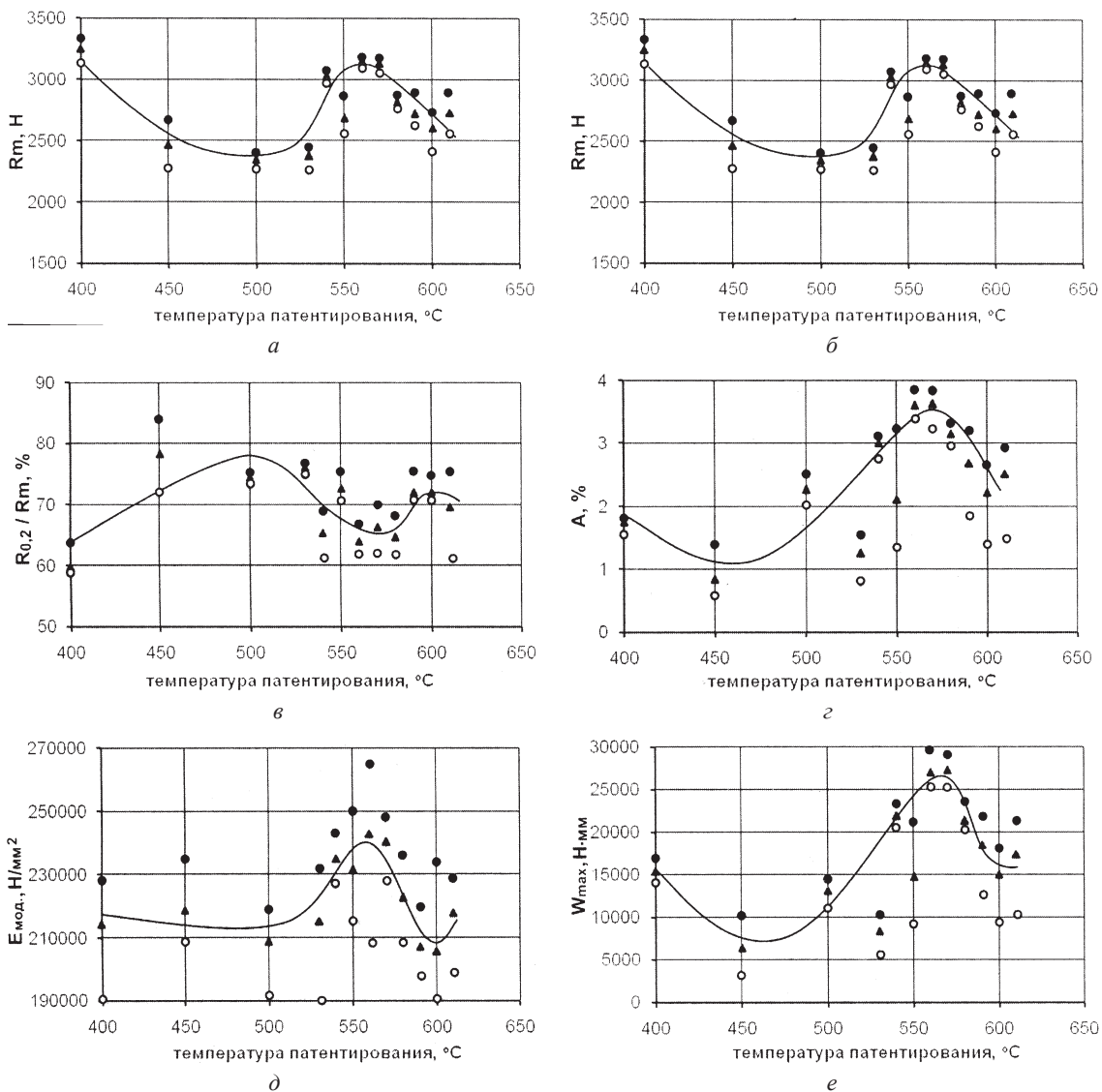


Рис. 1. Зависимость механических свойств патентованной проволоки диаметром 1,8 мм из стали 80К от температуры патентирования: ▲ – среднее значение; ● – максимальное значение; ○ – минимальное значение

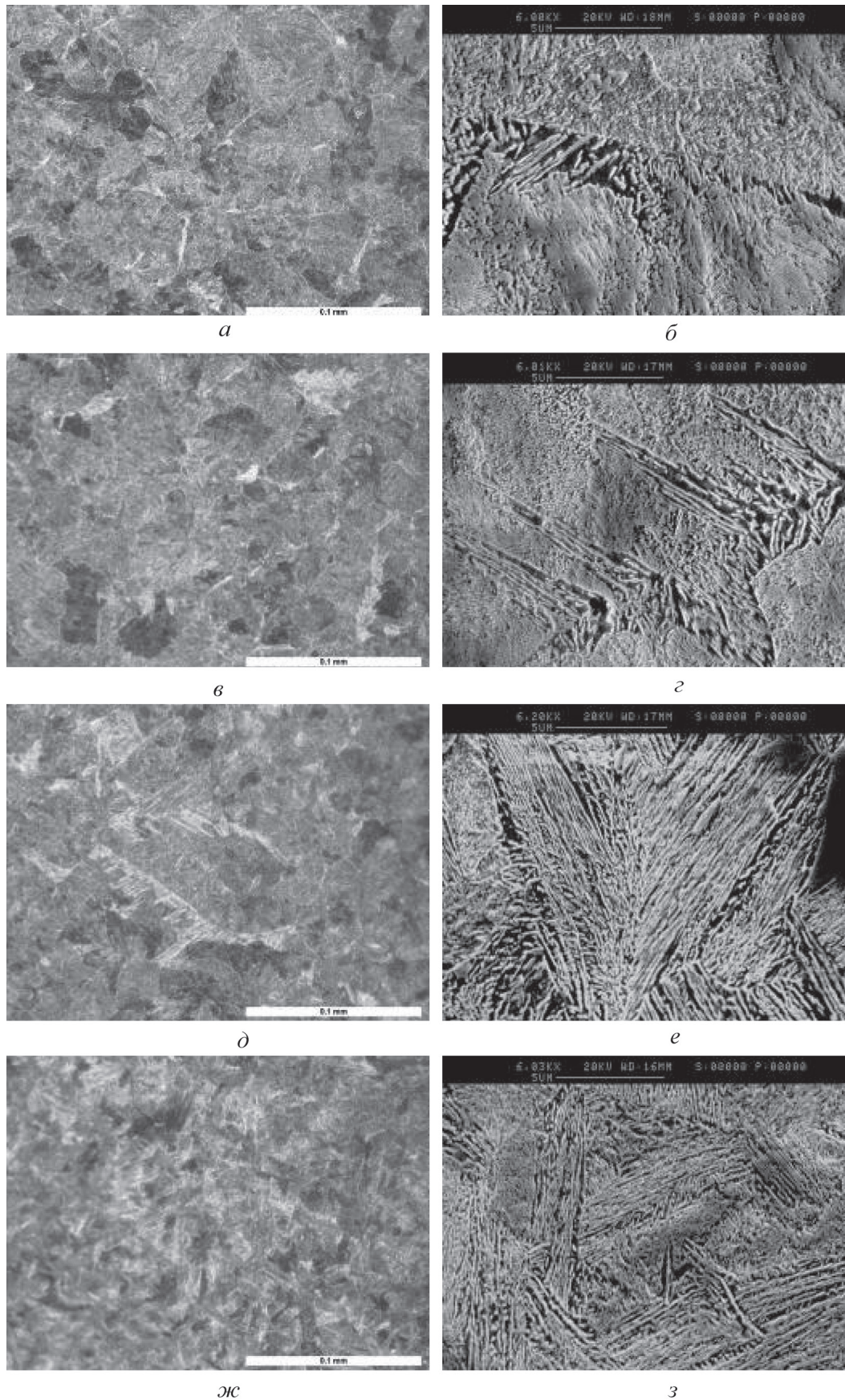


Рис. 2. Микроструктура опытных образцов из стали 80К после охлаждения в расплаве свинца с температурой: *а, б* – 610–600 °С; *в, з* – 590–570; *д, е* – 560–540; *ж, з* – 530–400 °С; *а, в, д, ж* – изображение в темном поле; *б, з, е, з* – изображение получено на растровом электронном микроскопе (поперечные сечения проволоки после травления)

границ в глубь зерен (рис. 2, в, з). Общая доля бейнита в микроструктуре этих образцов составляет 3–5%.

Относительно низкие значения R_m , $R_{0,2}$, W_{\max} , A , $E_{\text{мод}}$ и относительно высокое значение $R_{0,2}/R_m$ образцов, охлажденных при температурах расплава 610–600 °С, обусловлены сравнительно низкой дисперсностью основной структуры – сорбита. Выделения бейнита в данном температурном интервале занимают незначительную площадь и не оказывают существенного влияния на указанные характеристики.

С понижением температуры расплава до 590–570 °С растет количество игольчатых бейнитных образований, увеличивается их протяженность от границ в глубь зерен, возрастает дисперсность не только перлитной составляющей, но и феррито-цементитной смеси бейнита. Площадь бейнитных участков составляет 6–8%. Значения механических характеристик R_m , $R_{0,2}$, W_{\max} , A , $E_{\text{мод}}$ увеличиваются, значение $R_{0,2}/R_m$ падает, так как параметры R_m и $R_{0,2}$ растут с разной степенью интенсивности. В данном случае рост прочностных и пластических свойств связан с ростом дисперсности основной структуры – перлита, бейнитная составляющая все еще занимает небольшую площадь и, вероятно, не влияет на перечисленные свойства.

Охлаждение стальной проволоки в расплаве свинца с температурой 560–540 °С приводит к дальнейшему увеличению степени дисперсности перлитной и бейнитной составляющей, росту количества бейнита. Бейнитные участки располагаются по границам бывших аустенитных зерен, образуя все более замкнутую сетку, имеют большую протяженность как в глубь зерен, так и вдоль границ зерен. Феррито-цементитная смесь бейнита приобретает более упорядоченное пластинчатое строение (рис. 2, д, е). Площадь, занимаемая бейнитными участками, достигает 10–15%, что делает микроструктуру неоднородной, и эти факторы, несмотря на дальнейшее увеличение степени дисперсности перлита, вызывают падение прочностных и пластических свойств.

При температурах расплава 530 °С и ниже бейнит является основной структурой (рис. 2, ж, з), дисперсность его растет, бейнитные пластины становятся короткими, приобретают выраженное пакетное строение. Значения прочностных и пластических характеристик снижаются до температур расплава 500–450 °С, затем кривые вновь меняют направление в сторону роста всех механических свойств. Распад аустенита при охлаждении в расплаве с температурой 400 °С приводит к образованию микроструктуры бейнита высокой степени

дисперсности и однородности. Значения R_m , $R_{0,2}/R_m$ находятся на уровне значений этих показателей при температурах расплава 580–570 °С. Очевидно, что изменение направления хода кривых зависимостей механических свойств от температуры расплава свинца, рост прочностных и пластических показателей проволоки, патентованной ниже температуры расплава 500 °С, связаны с ростом дисперсности феррито-цементитной смеси бейнита и однородности микроструктуры.

Обсуждение результатов исследования. Результаты проведенных исследований подтверждают известную зависимость механических свойств высокоуглеродистой стали от температуры распада аустенита [6–8]. В данной работе, кроме изменения механических свойств от температуры распада аустенита, определяемой температурой расплава свинца, выявлены изменения морфологии, количества, характера распределения бейнита при понижении температуры расплава свинца, взаимосвязь механических характеристик со структурой.

При сравнительно одинаковых прочностных и пластических характеристиках различные количество, морфология и характер распределения бейнита патентованной заготовки оказывают разное влияние на технологические свойства тонкой проволоки и корда. Сравнительно низкие значения прочностных характеристик заготовки после охлаждения в расплаве свинца с температурой 610–600 °С дают при волочении низкую прочность готовой продукции, что не предпочтительно для потребительских свойств, но уровень обрывности при этом ниже. Цель термообработки – получить оптимальное сочетание прочностных и пластических характеристик, микроструктуры патентованной проволоки, чтобы обеспечить необходимый уровень технологичности при волочении с высокими суммарными обжатиями и высокий уровень потребительских характеристик готовой продукции.

Оптимальными температурами расплава свинца для патентирования высокоуглеродистой проволоки из стали 80, согласно выполненным исследованиям, является интервал 590–570 °С. В указанном интервале получены высокие значения R_m , A , W_{\max} и самые низкие значения $R_{0,2}/R_m$. Микроструктура патентованной проволоки при этом достаточно однородная (более 90% сорбит, троостит), доля верхнего бейнита составляет 6–8%, это в основном игольчатые феррито-цементитные образования небольшой протяженности, распространяющиеся от границ в глубь зерен, и образования неопределенной формы с кристаллографически неупорядоченными грубыми цементитными

частицами в феррите (рис. 2, а–г). Указанное сочетание механических свойств и микроструктуры патентованной заготовки говорит о возможности достижения одновременно высокой степени прочности, пластичности, деформационного упрочнения, низкого уровня напряжений проволоки во время и после волочения, низкой степени обрывности.

При охлаждении в расплаве свинца с температурой 560–540 °С получен достаточно высокий уровень прочностных и пластических свойств, однако увеличение доли бейнита более 10%, изменение морфологии и характера расположения его в структуре стали приводят к падению прочности и пластичности проволоки при понижении температуры распада аустенита. Неоднородность структуры, высокая доля бейнита, относительно грубая дисперсность феррито-цементитной смеси бейнита, большая протяженность бейнитных участков приводят к неравномерной деформации при волочении, малой степени упрочняемости, высокому уровню напряжений тонкой проволоки, нестабильности свойств готовой продукции, обрывности.

В результате распада аустенита при температурах расплава свинца 530–450 °С получены низкие значения прочностных и пластических характеристик, высокие значения $R_{0,2}/R_m$, неоднородная перлитно-бейнитная структура, поэтому патентование в этом диапазоне температур не представляет практического интереса. Интерес вызывает патентование в расплаве свинца при температуре 400 °С, так как здесь имеют место высокие значения R_m , низкие значения $R_{0,2}/R_m$ и $E_{\text{мод}}$, однородная высокодисперсная бейнитная структура. Исследования зависимости обрывности во время свивки металлокорда от $E_{\text{мод}}$ исходной латунированной заготовки, выполненные ранее на образцах проволоки, изготовленной на БМЗ [9], дают основание полагать, что чем ниже $E_{\text{мод}}$ заготовки, тем ниже

уровень обрывности проволоки при свивке ее в корд. Поэтому сочетание перечисленных характеристик, формирующихся при охлаждении в расплаве свинца с температурой 400 °С, вызывает интерес, но требует более подробных исследований условий изготовления и свойств такой заготовки, процесса ее волочения, свивки, свойств тонкой проволоки и корда.

Необходимо отметить, что приведенные выше результаты исследований получены в лабораторных условиях. Поэтому температурно-временные режимы испытаний могут несколько не совпадать с режимами аустенитизации и распада аустенита на агрегатах патентования в производственных условиях, но характер изменения прочностных и пластических характеристик, типы образующихся структур, их морфология, количество и распределение с понижением температуры распада аустенита будут одинаковыми.

Выводы

Анализ механических свойств и микроструктуры образцов кордовой стали марки 80 после изотермического распада аустенита при температурах расплава свинца 610–400 °С, полученных в лабораторных условиях, показал, что:

- наиболее оптимальное сочетание механических свойств и микроструктуры обеспечивается в расплаве свинца с температурой 590–570 °С;
- во всем исследуемом интервале температур превращения аустенита происходит образование бейнита, при понижении температуры расплава свинца – увеличение его количества, изменение морфологии и характера распределения;
- количество, морфология, характер распределения бейнита оказывают существенное влияние на механические свойства патентованной заготовки из высокоуглеродистой стали марки 80 при температуре расплава свинца ниже 560 °С, когда его доля в микроструктуре превышает 10%.

Литература

1. Зубов В. Я. Патентование и волочение стальной проволоки. Свердловск; М.: Metallurgizdat, 1945.
2. Потемкин К. Д. Термическая обработка и волочение высокопрочной проволоки. М.: Metallurgizdat, 1963.
3. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М.: Metallurgiya, 1978.
4. Большаков В. И., Долженков И. Е., Долженков В. И. Технология термической и комбинированной обработки металлопродукции. Днепропетровск: Gaudeamus, 2002.
5. Лякишев Н. Л. и др. Энциклопедический словарь по металлургии: Справ. изд. В 2-х т. Т. 2. М.: Интермет Инжиниринг, 2000.
6. Гудремон Э. Специальные стали. В 2-х т. Т. 1. М.: Metallurgizdat, 1959.
7. Марцинив Б. Ф., Бабич В. К., Сухомлин В. И., Никитин Л. М. Влияние температуры превращения аустенита на структуру и свойства низкоуглеродистой стали // Производство термически обработанного проката. М.: Metallurgiya, 1986.
8. Гардин А. И. Электронная микроскопия стали. М.: Metallurgizdat, 1954.
9. Отчет по НИР «Определение условий скоростного волочения сверхвысокопрочной тонкой латунированной проволоки». Мн.: ГНУ «ФТИ НАН Беларуси», 2008.