



Influence of structure of beynit is explored on mechanical properties after thermal treatment of wire from the steel 80. The structural state of beynit, providing the high complex of mechanical properties of high-carbon wire, is definite.

А. Ю. БОРИСЕНКО, В. А. ЛУЦЕНКО, О. В. ЛУЦЕНКО, ИЧМ НАН Украины,
Т. П. КУРЕНКОВА, Е. С. СЕРЕГИНА, И. Н. РАДЬКОВА, РУП «БМЗ»

УДК 669.112.227.33:669.14.018.295

ВЛИЯНИЕ СТРОЕНИЯ БЕЙНИТА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКИ

Введение. Микроструктура патентированной высокоуглеродистой проволоки определяет ее способность к дальнейшей холодной пластической деформации волочением, получению высокой прочности и пластичности.

Основным критерием оценки качества патентированной проволоки и достижения требуемой микроструктуры являются ее механические свойства. Считается, что достижение высоких механических свойств патентированной проволоки из высокоуглеродистой стали обеспечивается только за счет формирования в ней структуры тонкодисперсного перлита – сорбита. 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 нежелательной, снижающей ее механические свойства. Однако, как показывает практика, достижение требуемых механических свойств проволоки из высокоуглеродистой стали после патентирования еще не гарантирует ее технологичность (безобрывность и упрочняемость) при дальнейшей переработке. Микроструктурные исследования показывают, что существующие режимы патентирования часто приводят к формированию наряду с сорбитом 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 проволоки.

В связи с этим целью исследований являлось установление закономерностей влияния строения бейнита на механические свойства высокоуглеродистой проволоки.

Материал и методика исследований. Исследования выполнены на проволочных образцах диаметром 1,8 мм из стали марки 80К производства РУП «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.

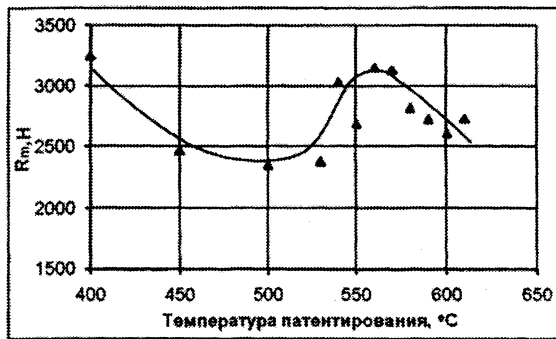
Патентирование образцов длиной 250 мм осуществляли в лабораторных условиях по режиму: нагрев до 930°C, выдержка 5 мин после садки образцов в печь, охлаждение в расплаве свинца с температурой 610, 600, 590, 580, 570, 560, 550, 540, 530, 500, 450 и 400°C в течение 3 мин.

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

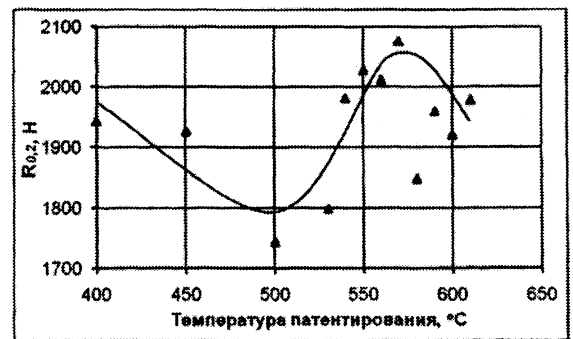
В связи с тем что при патентировании образцов происходило образование поверхностной окалины во время нагрева, изменяющей их исходный диаметр, то для анализа характеристик механических свойств использовали не значения напряжений, учитывающие площадь сечения образца при определении заданной характеристики,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

Анализировали значения следующих механических характеристик: R_m – максимальное усилие при разрыве, Н; $R_{0,2}$ – усилие при деформации 0,2%, Н; $R_{0,2}/R_m$ – отношение усилия условного предела текучести к усилию предела прочности, %; A – относительное удлинение после разрыва, %; $E_{\text{мод}}$ – модуль упругости, Н/мм²; W_{max} – работа пластической деформации при максимальном усилии, Н·мм.

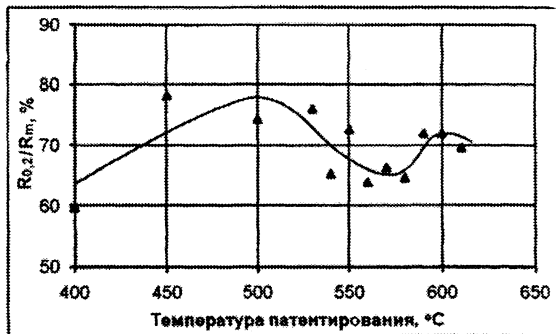
Обсуждение полученных результатов. Зависимости изменения средних значений исследуемых механических характеристик от температуры патентирования приведены на рис. 1.



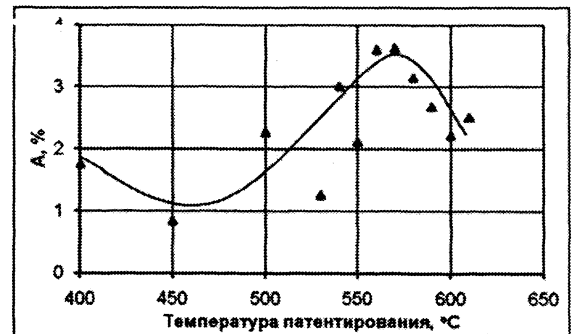
а



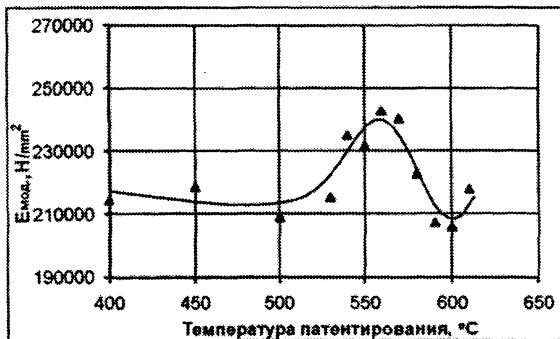
б



в



г



д



е

Рис. 1. Зависимость механических свойств стали 80К от температуры патентирования

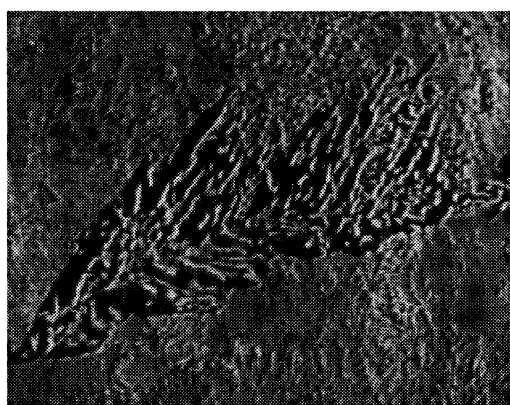
С точки зрения практической значимости наблюдаемых зависимостей изменения свойств от температуры патентирования наиболее интересным является анализ структуры и свойств, формирующихся в температурном интервале 610–540 °С, реализуемых в производственных условиях патентирования. Рассмотрим полученные результаты.

Патентирование в интервале 610–540 °С приводит к образованию наряду с сорбитообразным перлитом структуры верхнего бейнита с изменяющейся морфологией и характером внутризеренного распределения при понижении температуры патентирования (рис. 2). В этом температурном интервале наблюдается и изменение механических свойств с образованием экстремумов на кривых соответствующих характеристик от температуры патентирования.

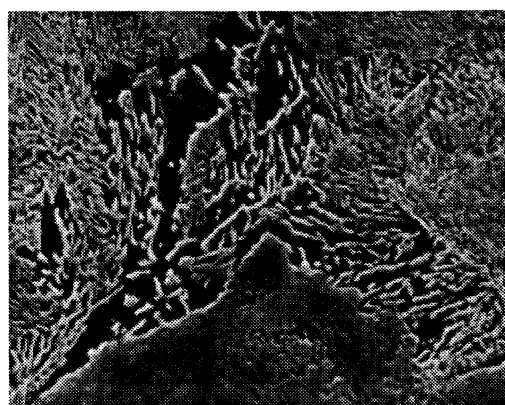
Из рис. 1 видно, что патентирование при температуре 610–600 °С приводит к формированию

наименьшего уровня значений прочностных и пластических характеристик патентированной проволоки. Образующаяся при этих температурах структура состоит преимущественно из перлита различной степени дисперсности и небольшого количества бейнитных участков, имеющих незначительную протяженность расположения в глубине зерен. Внутри ферритной составляющей бейнита часто наблюдается образование грубых неориентированных цементитных частиц. Встречаются участки бейнита в виде направленных игольчатых феррито-цементитных образований, расположенных под углом ~ 45° к границам зерен, которые также имеют малую протяженность расположения в глубине зерен (рис. 2, а, б).

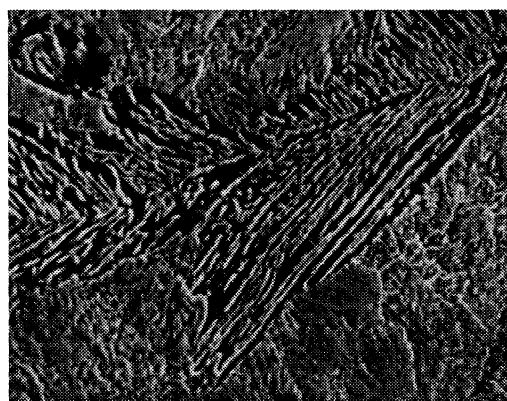
Низкие значения механических свойств образцов, патентированных при температурах 610–600 °С, обусловлены двумя факторами. Во-первых, образующийся перлит имеет относительно малую



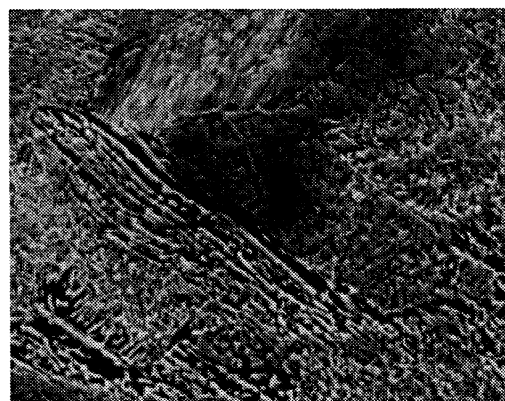
a



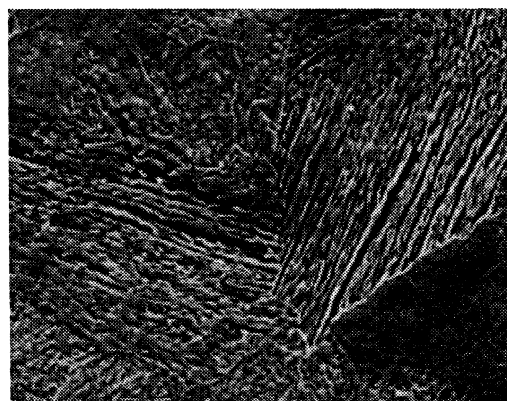
б



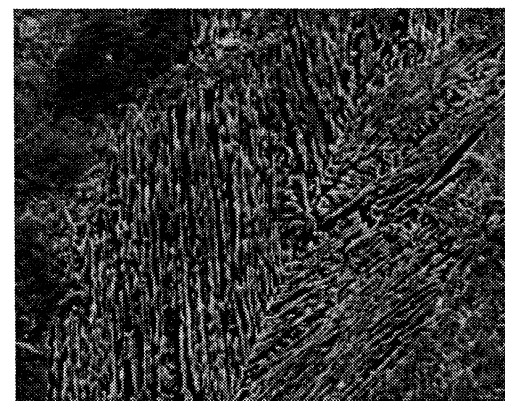
в



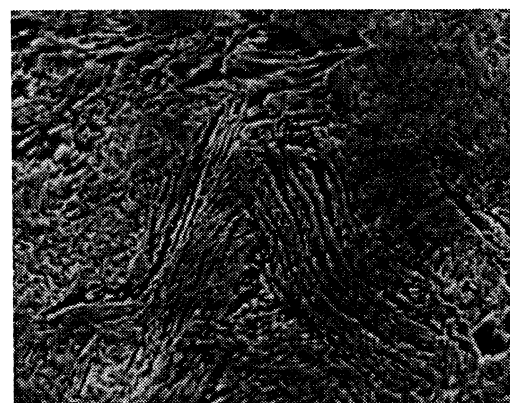
з



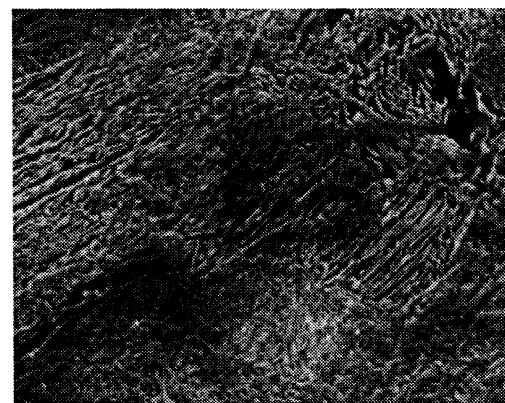
д



е



ж



з

Рис. 2. Структура бейнита в стали 80К после патентирования при температурах: *a, б* – 610–600 °С; *в, з* – 590–580; *д, е* – 570–560; *ж, з* – 550–540 °С. $\times 4000$

дисперсность, что не позволяет достигнуть высоких значений прочности вследствие низкого упрочнения в процессе деформации при растяжении. Во-вторых, образование грубых цементитных включений бейнита, часто расположенных на значительном расстоянии друг от друга в ферритной матрице, снижает не только прочность, аналогично грубопластинчатому перлиту, но и пластичность, так как служит концентратором напряжений и способствует хрупкому разрушению стали.

При 590 °С уровень механических свойств приблизительно одинаков с уровнем свойств, формирующихся при 610–600 °С, но от 590 до 560 °С происходит их повышение. Возрастает прочность (R_m), что характеризует способность стали к деформационному упрочнению и одновременно повышается уровень пластических характеристик (A и $R_{0,2}/R_m$). Обращает внимание изменение значений $R_{0,2}/R_m$ и W_{max} , являющихся важными характеристиками свойств материалов.

Величина $R_{0,2}/R_m$ характеризует пластичность патентированной стали, т. е. ее способность деформироваться без разрушения, что необходимо для достижения требуемой вытяжки при волочении проволоки. Чем меньше отношение $R_{0,2}/R_m$, тем выше пластичность. При температурах патентирования 580–560 °С наблюдаются минимальные значения показателя $R_{0,2}/R_m$ (см. рис. 1, в), что свидетельствует о высокой пластичности стали, патентированной в этом температурном интервале. Подтверждением этому являются также высокие значения относительного удлинения после разрыва (см. рис. 1, з).

Величина работы пластической деформации (W_{max}), являясь комплексной характеристикой свойств материала, определяется совокупностью прочностных и пластических свойств [6]. Большая часть работы пластической деформации остается в виде запасенной (накопленной) энергии, связанной главным образом с количеством и подвижностью дислокаций. Высокие значения W_{max} (см. рис. 1, е) свидетельствуют о возможности достижения патентированной проволокой большой вытяжки и прочности из-за наличия значительного количества подвижных дислокаций.

Важной характеристикой механических свойств стали служит величина модуля упругости (E_{mod}), характеризующего жесткость материала, т. е. интенсивность увеличения напряжения по мере упругой деформации. Считается, что модуль упругости – структурно малочувствительное свойство и зависит только от химического состава стали. Однако, как видно из рис. 1, д, в зависимости от температуры патентирования, а значит и от фор-

мирующейся при этом структуры, происходит изменение E_{mod} . Наблюдаемое повышение E_{mod} при температурах патентирования 580–560 °С может быть обусловлено двумя причинами. С одной стороны, рост E_{mod} возможен за счет пресыщения феррита атомами углерода в процессе распада аустенита при понижении температуры превращения, с другой – повышение E_{mod} может быть обусловлено изменением морфологии карбидной составляющей (цементита), образующейся при эвтектоидном распаде аустенита, что приводит к изменению концентраций напряжений на межфазных границах феррит/цементит и возникновению там местной пластической деформации. Изменение строения цементитных пластин в сторону увеличения их компактности за счет уменьшения толщины и расстояния между собой приводит к снижению этих напряжений и росту E_{mod} , понижение температуры патентирования – к одновременному изменению строения цементита как в перлите, так и бейните (рис. 2, в–е).

Наблюдаемое увеличение E_{mod} обусловлено, по-видимому, как повышением содержания углерода в феррите, так и изменением строения цементита в перлите и бейните. Можно предположить, что при этих температурах патентирования происходит формирование оптимального структурного состояния с точки зрения строения и соотношения количества перлитной и бейнитной составляющей.

Исследование микроструктуры, образующейся в температурном интервале патентирования 590–560 °С, показывает, что достижение высокого комплекса механических свойств обеспечивается наличием в структуре стали тонкодисперсного перлита и небольшого количества бейнита игольчатой морфологии, имеющего направленную внутризерненную ориентацию и более совершенное кристаллогеометрическое строение.

Патентирование при температурах ниже 560 °С приводит к уменьшению размера и количества перлитных участков по отношению к бейнитным (рис. 2, ж, з) и, как следствие, к ухудшению механических свойств патентированной стали (см. рис. 1). Повышение свойств при температуре патентирования 400 °С обусловлено увеличением однородности образующейся бейнитной структуры и ее дисперсности.

Результаты проведенных исследований подтверждают известную зависимость изменения механических свойств высокоуглеродистой стали от температуры превращения аустенита [7, 8]. Кроме того, результаты других авторов [9, 10] показывают, что начало образования верхнего бейнита

в углеродистых сталях приводит к изменению хода кривых зависимости механических свойств от температуры превращения. Наличие горизонтальной площадки на кривых изменения прочности и твердости свидетельствует о смене механизма превращения аустенита от перлитного к бейнитному, когда начинается образование бейнитного феррита с выделением грубых карбидов и неоднородным их распределением в структуре стали. При этом происходит падение пластичности с незначительным понижением твердости. Сохранение при этом уровня прочностных свойств обусловлено продолжающимся уменьшением межпластиночного расстояния в перлите с понижением температуры распада. Опасность такого явления при патентировании заключается в том, что, несмотря на появление в структуре стали бейнита, ощутимого изменения механических свойств проволоки не происходит, а наблюдаемые незначительные их колебания удовлетворяют требованиям нормативно-технической документации на патентированную заготовку. Наличие или отсутствие бейнита, его количество, распределение и морфология могут проявить себя потом – в процессе дальнейшей переработки.

Согласно выполненным исследованиям, патентирование в температурном интервале 590–560 °С является оптимальным с точки зрения формирования высокого комплекса механических свойств высокоуглеродистой проволоки из стали 80К. Понижение температуры патентирования ниже 560 °С, как уже было отмечено, приводит к снижению свойств за счет изменения структуры бейнита и увеличения его содержания. По-видимому, температура 560 °С является минимально допустимая

для патентирования стали данного химического состава. Максимально допустимой верхней границей патентирования должна быть температура 590 °С, когда начинается повышение механических свойств, а выше которой – их снижение.

Анализ механических свойств и микроструктуры образцов, подвергнутых патентированию в условиях РУП «БМЗ», показал, что удовлетворительным механическим свойствам соответствует структура верхнего бейнита, образованной по данным настоящих исследований в интервале 590–580 °С.

Выводы

1. Структурное состояние после патентирования проволоочной заготовки из высокоуглеродистой стали, обеспечивающее ее дальнейшую переработку, может определяться по комплексной оценке предела прочности, отношению предела текучести к пределу прочности, величине работы пластической деформации и модулю упругости. При этом значения предела прочности, величины работы пластической деформации и модуля упругости должны иметь наибольшие значения, а отношение предела текучести к пределу прочности – наименьшее.

2. Предпочтительное структурное состояние патентированной высокоуглеродистой стали марки 80К обеспечивается при температурах расплава свинца 590–560 °С. Образующаяся при этом структура бейнита наряду с тонкодисперсным перлитом должна быть в виде пограничных участков феррита с кристаллографически малоупорядоченным расположением включений цементита и в виде игольчатых пакетных феррито-цементитных образований небольшой протяженности.

Литература

1. Зубов В. Я. Патентирование и волочение стальной проволоки. Свердловск; М.: Металлургиздат, 1945.
2. Потемкин К. Д. Термическая обработка и волочение высокопрочной проволоки. М.: Металлургиздат, 1963.
3. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978.
4. Большаков В. И., Долженков И. Е., Долженков В. И. Технология термической и комбинированной обработки металлопродукции. Днепропетровск: Gaudeamus, 2002.
5. Энциклопедический словарь по металлургии: Справ. изд. В 2-х т. Т. 2 / Н. Л. Лякишев и др. М.: Интермет Инжиниринг, 2000.
6. Золоторевский В. С. Механические испытания и свойства металлов. М.: Металлургия, 1974.
7. Gensamer M., Pearsall E. B., Pellini W. S. and Low J. R. The tensile properties of pearlite, bainite, and spheroidite // Transactions of American Society for Metals. 1942. Vol. XXX. January-December. P. 983–1020.
8. Гудремон Э. Специальные стали. В 2-х т. Т. 1. М.: Металлургиздат, 1959.
9. Влияние температуры превращения аустенита на структуру и свойства низкоуглеродистой стали / Б. Ф. Марцинов, В. К. Бабич, В. И. Сухомлин, Л. М. Никитин // Производство термически обработанного проката. М.: Металлургия, 1986. С. 6–10.
10. Гардин А. И. Электронная микроскопия стали. М.: Металлургиздат, 1954.