

**ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОВОЛОКИ  
ИЗ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ОТ МОРФОЛОГИИ  
ВЕРХНЕГО БЕЙНИТА**

**А. Ю. Борисенко**

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

**Введение.** Патентирование является основным видом термической обработки высокоуглеродистой проволоки, формирующей ее высокие прочностные и пластические свойства [1].

Считается, что достижение высокого уровня механических свойств после патентирования связано с формированием в структуре высокоуглеродистой стали 100 % сорбитообразного перлита [1–4]. О структуре бейнита в патентированной проволоке или не упоминается вообще, или говорится как о нежелательной. В то же время, практика метизного производства показывает, что существующие режимы патентирования, обеспечивая требуемые механические свойства высокоуглеродистой проволоки, наряду с сорбитом, часто приводят к формированию структуры верхнего бейнита. Случается, однако, что наличие верхнего бейнита действительно оказывает отрицательное влияние на механические и технологические свойства проволоки. Причины разного влияния структуры верхнего бейнита на механические свойства высокоуглеродистой проволоки, по-видимому, связаны с имеющимися отличиями его строения [5].

Целью настоящей работы являлось установление закономерностей влияния морфологии верхнего бейнита на механические свойства высокоуглеродистой проволоки.

**Материал и методика исследований.** Исследования выполнены на проволочных образцах диаметром 1,8 мм из высокоуглеродистой стали, содержащей 0,80 % С, 0,52 % Мп, 0,18 % Si (% , масс.).

Патентирование проволочных образцов осуществляли в лабораторных условиях по режиму: нагрев до 930 °С, выдержка 5 минут 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 минут. Механические свойства определяли при испытании на растяжение трех образцов на точку для каждого из режимов патентирования.

В связи с тем, что при нагреве образцов происходило образование поверхностной окалины, изменяющей их исходный диаметр, для анализа характеристик механических свойств использовали разрушающие усилия, а не значения напряжений, учитывающие площадь сечения образца при определении заданной характеристики. Анализировались значения следующих механических характеристик\*:

$P_{\max}$  – максимальное усилие при разрыве, Н;

$P_{0,2}$  – усилие, определяющее условный предел текучести, Н;

$P_{0,2}/P_{\max}$  – отношение усилия, определяющего условный предел

---

\* В работе принимали участие Т. П. Куренкова, Е. С. Серегина и И. Н. Радькова (РУП "Белорусский металлургический завод", г. Жлобин, Беларусь).

текущей к максимальному усилию при разрыве, %;

$\delta$  – относительное удлинение после разрыва, %;

$E_{\text{мод.}}$  – модуль упругости, Н/мм<sup>2</sup>;

$A_{\text{max}}$  – работа пластической деформации при максимальном усилии, Н·мм.

**Результаты и их обсуждение.** Зависимости изменения средних значений исследуемых механических свойств от температуры патентирования высокоуглеродистой стали приведены на рисунке 1. С точки зрения практической значимости наблюдаемых при этом зависимостей наиболее важным является анализ структуры и свойств, формирующихся при патентировании в интервале 610–540 °С, реализуемом в производственных условиях.

Патентирование в интервале 610–540 °С приводит к образованию структуры сорбитообразного перлита и различного количества верхнего бейнита с изменяющейся морфологией при понижении температуры патентирования (рис. 2). В этом температурном интервале наблюдаются экстремумы на графиках зависимостей соответствующих механических свойств от температуры патентирования.

Патентирование при 610–600 °С приводит к формированию наименьшего уровня значений прочностных и пластических характеристик патентированной проволоки (рис. 1). Образующаяся при этих температурах патентирования структура состоит преимущественно из перлита различной степени дисперсности и до 5 % верхнего бейнита. Внутри ферритной составляющей этого типа бейнита часто наблюдается образование грубых неориентированных цементитных частиц (рис. 2, а). Встречаются участки бейнита в виде направленных игольчатых феррито-цементитных образований, расположенных под углом ~ 45° к границам зерен (рис. 2, б).

Низкие значения механических свойств образцов, патентированных при температурах 610–600 °С, обусловлены двумя факторами. Во-первых, образующийся в этом температурном интервале перлит имеет относительно малую дисперсность, что не позволяет достигнуть высокой прочности при деформации. Во-вторых, образование грубых цементитных включений в этом морфологическом типе верхнего бейнита, часто расположенных на значительном расстоянии друг от друга в ферритной матрице, снижает не только прочность, аналогично грубопластинчатому перлиту, но и пластичность, так как служат концентраторами напряжений и способствуют хрупкому разрушению стали.

При температуре патентирования 590 °С уровень механических свойств исследуемых образцов приблизительно одинаков с уровнем свойств, формирующихся при 610–600 °С, но, начиная от этой температуры и до 570–560 °С, происходит их повышение. Возрастает прочность ( $P_{\text{max}}$ ), что характеризует способность стали к деформационному упрочнению и одновременно повышается уровень пластических свойств ( $\delta$  и  $P_{0,2}/P_{\text{max}}$ ). Обращает внимание изменение значений  $P_{0,2}/P_{\text{max}}$  и  $A_{\text{max}}$ , являющихся важными характеристиками свойств материалов.

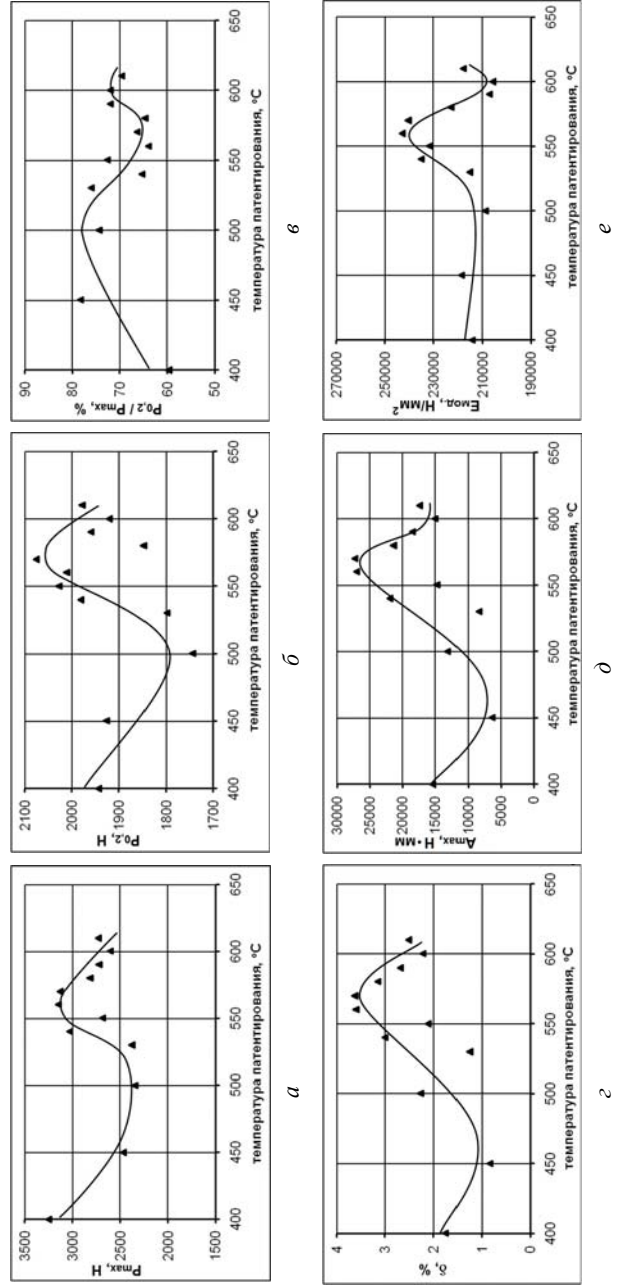


Рис. 1. Зависимость механических свойств стали с 0,80 % С от температуры патентирования

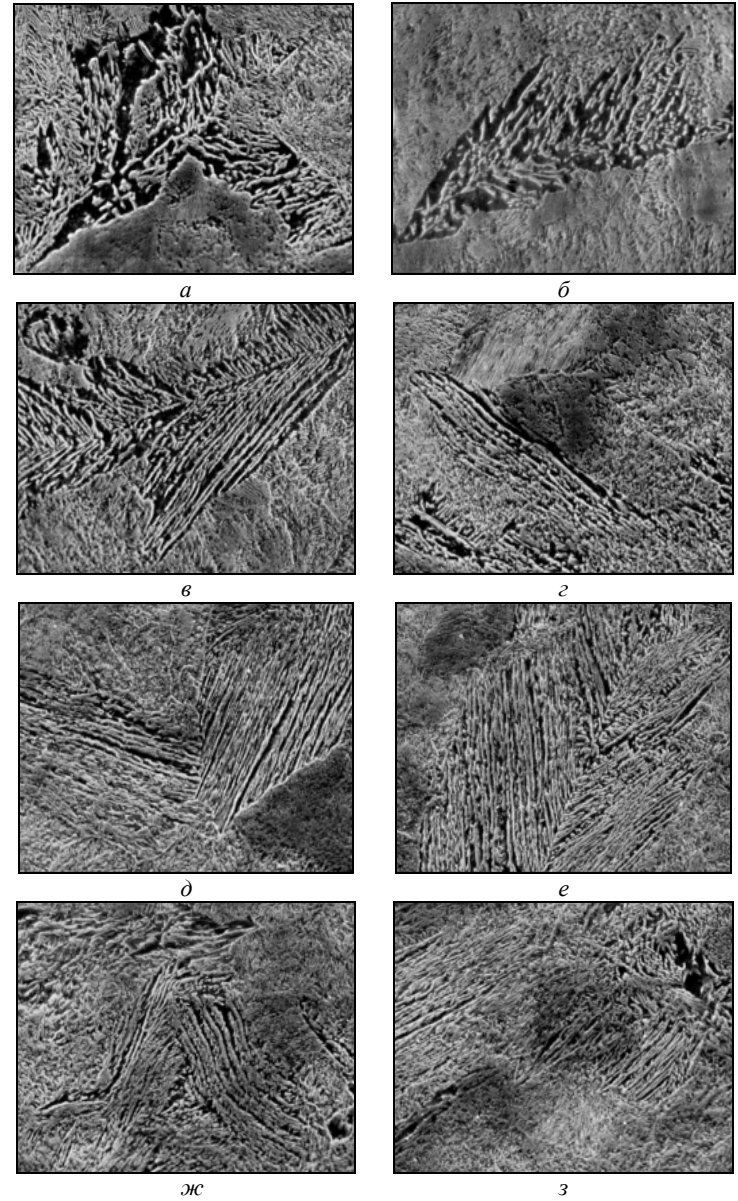


Рис. 2. Структура бейнита в стали с 0,80 % С после патентирования при температурах (°С): 610–600 (*а, б*), 590–580 (*в, г*), 570–560 (*д, е*) и 550–540 (*ж, з*),  $\times 2700$

Величина  $P_{0,2}/P_{\max}$  характеризует пластичность патентованной проволоки, т. е. ее способность деформироваться без разрушения, что является необходимым для достижения требуемой вытяжки при волочении. Чем меньше отношение  $P_{0,2}/P_{\max}$ , тем выше пластичность. При температурах патентирования 580–560 °С наблюдаются минимальные значения показателя  $P_{0,2}/P_{\max}$  (рис. 1, в), что свидетельствует о высокой пластичности проволоки. Подтверждением этого являются также высокие значения относительного удлинения (рис. 1, з).

Величина работы пластической деформации ( $A_{\max}$ ), 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  $A_{\max}$  при 580–560 °С (рис. 1, д) свидетельствуют, по-видимому, о наличии большого количества подвижных дислокаций в стали, позволяющих достигать патентованной проволокой большой вытяжки и прочности.

Важной характеристикой механических свойств является величина модуля упругости ( $E_{\text{мод.}}$ ), характеризующего жесткость материала, т. е. интенсивность увеличения напряжения по мере упругой деформации [6]. Считается, что модуль упругости – структурно малочувствительное свойство и зависит только от химического состава стали. Однако из рисунка 1, е видно, что в зависимости от температуры патентирования, а значит и от формирующейся при этом структуры высокоуглеродистой стали, происходит изменение  $E_{\text{мод.}}$ . Наблюдаемое повышение  $E_{\text{мод.}}$  может быть обусловлено следующими причинами. С одной стороны, рост  $E_{\text{мод.}}$  возможен за счет повышения содержания углерода в ферритной матрице перлитно-бейнитной структуры при понижении температуры превращения аустенита. С другой стороны, повышение  $E_{\text{мод.}}$  может быть обусловлено и изменением морфологии цементита, как в перлите, так и в бейните при понижении температуры распада (рис. 2, в-е). Наблюдаемое увеличение  $E_{\text{мод.}}$  при 580–560 °С обусловлено, по-видимому, одновременным влиянием этих двух факторов.

Исследования показывают, что в интервале патентирования 590–570 °С происходит формирование оптимального структурного состояния высокоуглеродистой стали, обеспечивающего высокий комплекс механических свойств. При этом в структуре патентованной проволоки содержится до 8 % верхнего бейнита перистой морфологии. Патентирование при температурах 560 °С и ниже приводит к уменьшению размера и количества перлитных участков по отношению к бейнитным (рис. 2, ж, з) и, как следствие этого, к ухудшению механических свойств проволоки (рис. 1). Повышение свойств высокоуглеродистой стали при температурах патентирования 500–400 °С обусловлено увеличением однородности морфологии верхнего бейнита и его дисперсности.

Результаты выполненных исследований, подтверждая известную тенденцию влияния температуры превращения аустенита на механические свойства стали [7–10], показывают, что температурный интервал образования

верхнего бейнита в высокоуглеродистой стали значительно шире, чем принято считать. При этом ее механические свойства зависят не только от дисперсности перлита, а и от количества и морфологии верхнего бейнита, изменяющихся с температурой патентирования. Однако существует температурный интервал распада аустенита, в котором переход морфологии верхнего бейнита от приведенной на рисунке 1, а, б, до представленной на рисунке 1, в, г, приводит к допустимому нормативно-технической документацией колебанию предела прочности ( $1320 \pm 60 \text{ Н/мм}^2$ ), являющемуся основным нормируемым параметром механических свойств патентированной проволоки. Опасность такого явления заключается в том, что наличие или отсутствие бейнита, его количество, распределение и морфология могут проявить себя потом – в процессе дальнейшей переработки проволоки, создавая определенную непредсказуемость получения высокого качества конечной продукции.

В связи с этим представляется целесообразным оценивать качество патентированной высокоуглеродистой проволоки по комплексной характеристике ее прочностных и пластических свойств. Необходима также разработка соответствующих шкал микроструктур патентированной стали различного химического состава, отражающих возможные морфологические типы верхнего бейнита и их процентное соотношение.

На основании выполненных исследований с учетом установленной ранее неизотермичности распада аустенита в расплавах свинца [11] были рекомендованы режимы патентирования, формирующие предпочтительную структуру высокоуглеродистой проволоки и высокий комплекс ее механических свойств [12].

#### ВЫВОДЫ

1. Качество патентированной проволоки должно определяться по комплексной оценке предела прочности, отношению предела текучести к пределу прочности и величине работы пластической деформации. Значения предела прочности и величины работы пластической деформации должны иметь наибольшие значения, а отношение предела текучести к пределу прочности – наименьшее.

2. Предпочтительной структурой патентированной проволоки из высокоуглеродистой стали является сорбит и до 8–10 % верхнего бейнита в виде пограничных участков феррита с кристаллографически малоупорядоченным расположением включений цементита и (или) игольчатых феррито-цементитных пакетов небольшой протяженности.

#### БЛАГОДАРНОСТИ

Автор выражает признательность к. т. н., с. н. с. ИЧМ НАН Украины В. А. Луценко и работникам РУП "Белорусский металлургический завод" за оказанную помощь в проведении исследований и обсуждение их результатов.

### Литература

1. Большаков В. И., Долженков И. Е., Долженков В. И. Термическая обработка стали и металлопроката. – Днепропетровск : Gaudeamus, 2002. – 271 с.
2. Зубов В. Я. Патентирование и волочение стальной проволоки. Свердловск–Москва : Металлургиздат, 1945. – 116 с.
3. Потемкин К. Д. Термическая обработка и волочение высокопрочной проволоки. – М. : Металлургиздат, 1963. – 120 с.
4. Энциклопедический словарь по металлургии: Справ. изд. в 2 т. Т. 2: / Н. Л. Лякишев и др. – М. : Интермет Инжиниринг, 2000. – 409 с.
5. Куренкова Т. П., Серегина Е. С., Борисенко А. Ю. Исследование микроструктуры стальной проволоки для металлокорда и РВД после патентирования в условиях РУП "БМЗ" // Литье и металлургия. – 2009. – № 2. – С. 187–191.
6. Золоторевский В. С. Механические испытания и свойства металлов. – М.: Металлургия, 1974. – 303 с.
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. – V. XXX January-December. – P. 983–1020.
8. Гудремон Э. Специальные стали. В 2 т. Т. 1. – М. : – Металлургиздат, 1959. – 952 с.
9. Влияние температуры превращения аустенита на структуру и свойства низкоуглеродистой стали / Б. Ф. Марцинив, В. К. Бабищ, В. И. Сухомлин, Л. М. Никитин. – В кн.: Производство термически обработанного проката / МЧМ СССР. – М. : Металлургия, 1986. – С. 6–10.
10. Гардин А. И. Электронная микроскопия стали. – М. : Металлургиздат, 1954. – 235 с.
11. Особенности распада аустенита углеродистой стали в изотермических условиях / А. Ю. Борисенко, М. Ф. Евсюков, Г. В. Левченко // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. Вып. 32. – Дн-вск, ПГАСА, 2005. – С. 85–90.
12. Пат. 86324 Україна, МПК (2009) C21D 9/52. Спосіб обробки сталевго дроту / Борисенко А. Ю., Луценко В. А., Жучков С. М. / Інститут чорної металургії НАН України. – а 200800016; Заяв. 02.01.2008; Опубл. 10.04.2009.