

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 669.1.017-419.4:620.18

Н.В. Копцева, Ю.Ю. Ефимова, М.В. Чукин, В.В. Чукин, А.Ю. Сычев

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ СЕРДЕЧНИКА СТАЛЕМЕДНОЙ ПРОВОЛОКИ*

Важнейшую роль в формировании механических свойств сталемедной проволоки играет состояние структуры и механические свойства стального сердечника [1, 2]. Хорошо известно, что прочностные характеристики доэвтектоидной стали, к которой относится низкоуглеродистая сталь, используемая при производстве сталемедной проволоки в качестве сердечника, в первую очередь определяются соотношением количества перлита и феррита в ее структуре. Увеличение содержания углерода (перлита) приводит к росту прочности и падению пластичности и вязкости ферритно-перлитной стали [3, 4]. Предел текучести ферритно-перлитной стали сильно зависит также от диаметра зерна и определяется известным соотношением Холла-Петча [4]. Кроме того, существенный вклад в формирование характеристики прочности может внести и деформационное упрочнение (или упрочнение в результате повышения плотности дислокаций), когда сталь наклепана в результате холодной пластической деформации или когда не полностью прошли процессы рекристаллизации после горячей пластической деформации.

В данной работе выполнены исследования микроструктуры и твердости исходной проволоки из низкоуглеродистой стали, полученной из горячекатаной круглой заготовки и используемой для изготовления стального сердечника в условиях ООО «Завод металлоизделий – Профит». На этом предприятии круглая сталемедная заготовка производится путем формовки (оборачиванием медной ленты вокруг сердечника с продольной сваркой ее кромок и деформацией медной оболочки заготовки на 20–25%) и последующей горячей прокатки заготовки в круглых калибрах с использованием электролитно-плазменного нагрева. При дальнейшем волочении промежуточная термическая обработка между проходами не предусмотрена.

Исследования проводилось на образцах произвольно выбранных партий исходной проволоки

диаметром 6,7 мм, а также после операций формовки, прокатки и волочения на диаметр 2,2 мм сталемедной заготовки с сердечником, изготовленным из исходной проволоки этих же партий. Металлографический анализ проводился на микроскопе «ЭПИКВАНТ» с использованием системы компьютерного анализа изображений SIAMS. При исследовании микроструктуры стального сердечника определяли такие количественные характеристики, как величина зерна (средний диаметр и площадь) и доля перлита. С помощью цифровой видеокамеры изображение микроструктуры вводилось в компьютер и затем анализировалось с применением специализированных программ, адаптированных в соответствии с требованиями ГОСТ 5639-82 и 8233-82 [5, 6].

Твердость измерялась методом Роквелла (шкала В) в соответствии с ГОСТ 9013-59 [7] и методом вдавливания алмазной пирамиды при нагрузке от 5 до 200 гс (от 0,049 до 1,96 Н) на твердомере ПМТ-3 в соответствии с ГОСТ 9475-60 [8]. Замеры производились с шагом 0,1 мм от поверхности до центра образца в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Затем определялось среднее значение твердости для каждого шага (расстояния от поверхности).

Характерная микроструктура исходной стальной проволоки, используемой для изготовления сердечника биметаллической заготовки (рис. 1), приблизительно соответствовала структуре доэвтектоидной стали марки 10. Количественный микроанализ показал, что у поверхности средний диаметр зерна был несколько меньше (7–10 мкм), чем в центре (9–13 мкм) (рис. 1, а, б). Однако в отдельных случаях структура была более мелкозернистая (средний диаметр зерна составлял 5–9 мкм) (рис. 1, в, г), или наблюдалась значительная разнотернистость (величина зерна менялась от 1 до 34 мкм) (рис. 1, д, е). Таким образом, результаты исследования свидетельствуют, что возможны значительные разбросы в величине зерна исходной заготовки.

* Работа выполнена в рамках ЦПФ «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2007–2012 годы».

Корреляции между величиной зерна и твердостью исходной проволоки не выявляется (рис. 2). Это позволяет высказать предположение, что вклад зернограничного упрочнения в формировании прочностных свойств исходной заготовки в исследуемом случае, видимо, не является определяющим.

Доля перлита в исследованных образцах изменялась на поверхности от 7 до 12,7%, а в сердцевине – от 7,3 до 15%. Различное количество перлита можно объяснить различными условиями формирования структуры при охлаждении

катанки с прокатного нагрева. При ускоренном охлаждении, как следует из термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита стали марки 10 (рис. 3), избыточного феррита может выделиться меньше, что и объясняет увеличение относительной доли перлита.

Четкой зависимости твердости от относительной доли перлита в стали не обнаруживается (рис. 4, а), хотя определенная корреляция, как и следует ожидать, наблюдается. При этом достаточно убедительно выявляется зависимость твердости от содержания углерода (рис. 4, б), массовая

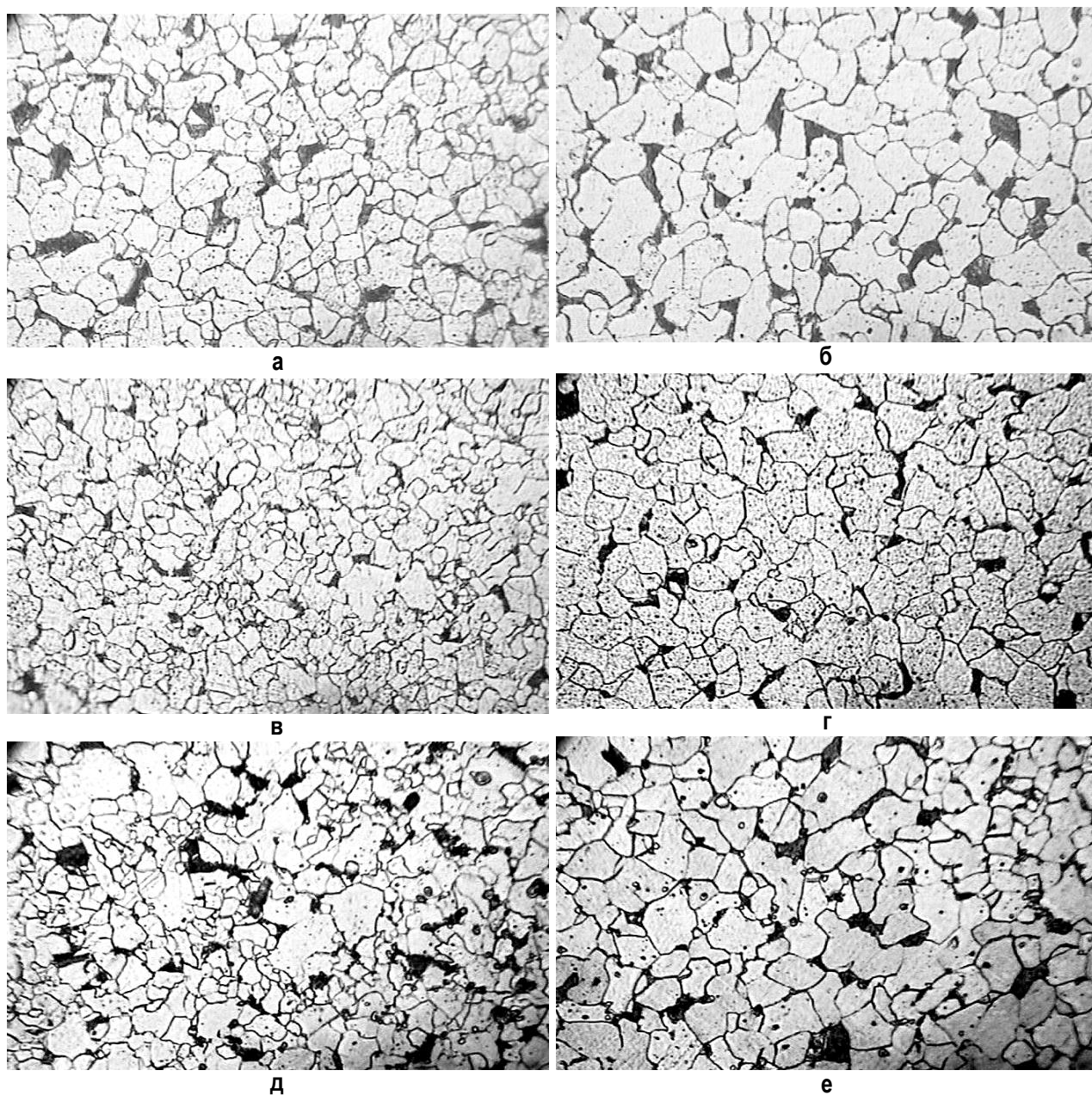


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения исходной проволоки на поверхности (слева) и в центре образцов разных партий (справа), $\times 500$

доля которого в исследуемых образцах исходной проволоки, определенная методом КХА по ГОСТ 22536.1-88 [10], изменялась от 0,081 до 0,15%.

Сравнительный анализ микроструктуры исходной катанки, имеющей практически одинаковое содержание углерода, но разную прочность, показал, что в микроструктуре образцов исходной катанки, имеющей высокие показатели предела прочности (до 690 МПа) при больших увеличениях можно было отчетливо видеть, что перлит имеет пластинчатое строение (рис. 5, а). При этом пластины в перлите очень тонкие, сильно изогнутые и фрагментированные, что свидетельствует о значительной деформации перлита. Перлит в микроструктуре исходной проволоки с низким показателем прочности ($\sigma_B=530$ МПа) имеет преимущественно зернистое строение (рис. 5, б). Кроме того, наблюдались

также глобулярные частицы структурно свободного цементита внутри и по границам зерен.

Температура конца горячей прокатки исходной заготовки в данном случае была, очевидно, ниже критической точки A_{C1} , что и привело к значительной деформации перлита и обеспечило более высокий уровень прочности. В то же время пластическая деформация, как известно, сильно ускоряет сфероидизацию цементита [11]. Поэтому в случае замедленной скорости охлаждения катанки в интервале температур 600–680°C могла произойти сфероидизация цементита сильно деформированного перлита, что и привело к образованию зернистого перлита и пониженной прочности исходной проволоки.

Таким образом, можно сделать заключение, что в формировании прочностных характеристик исходной проволоки основной вклад, очевидно, вносит не только упрочнение за счет перлита, но и другие механизмы, в частности деформационное упрочнение и процессы сфероидизации цементита при охлаждении катанки с прокатного нагрева.

Исследование распределения твердости по сечению образцов показало, что в зависимости от уровня твердости исходную проволоку можно разделить на 3 группы (рис. 6): твердость составляет 1400–1600, 1800–2000 и 1800–2300 МПа и более.

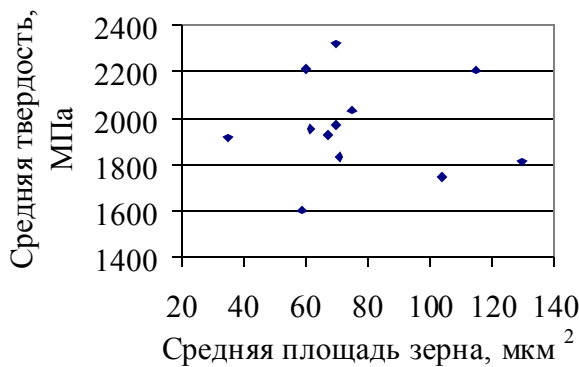


Рис. 2. Твердость и величина зерна в исходной проволоке

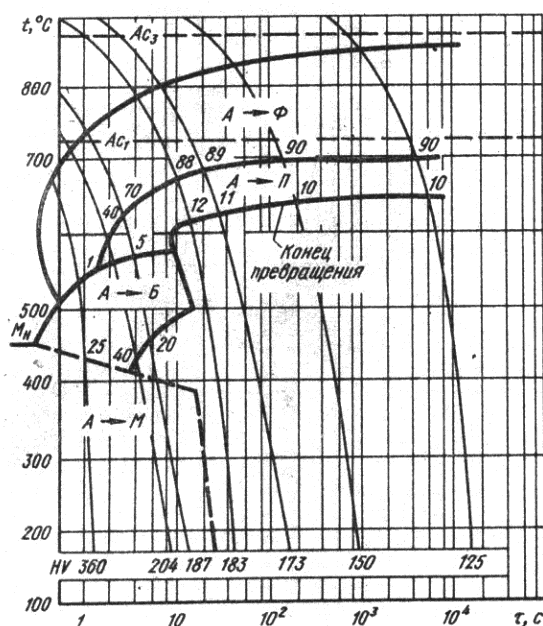


Рис. 3. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 10 [9]

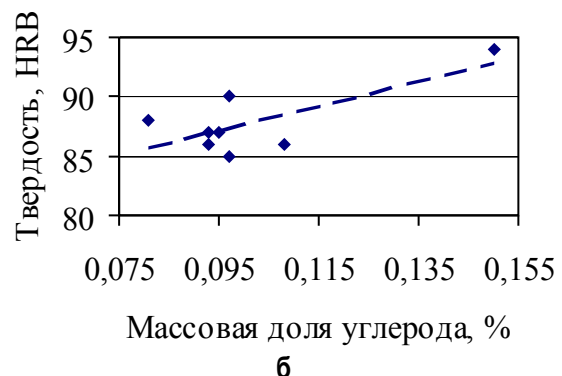
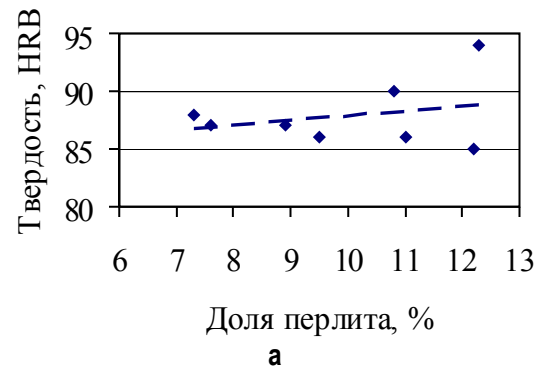


Рис. 4. Зависимость твердости от объемной доли перлита (а) и содержания углерода (б) в исходной проволоке

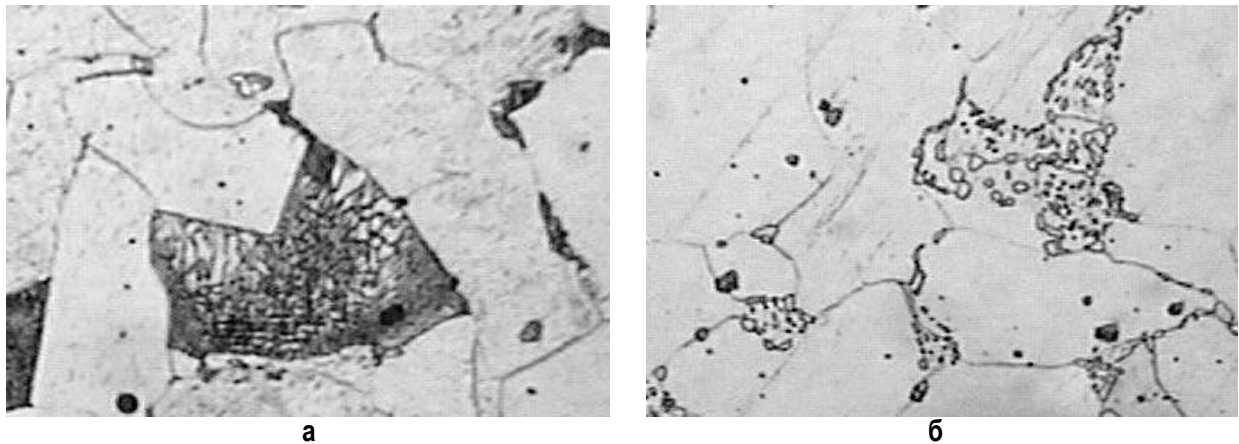


Рис. 5. Пластинчатый и зернистый перлит в проволоке с пределом прочности 630 МПа (а) и 550 МПа (б); ×1000

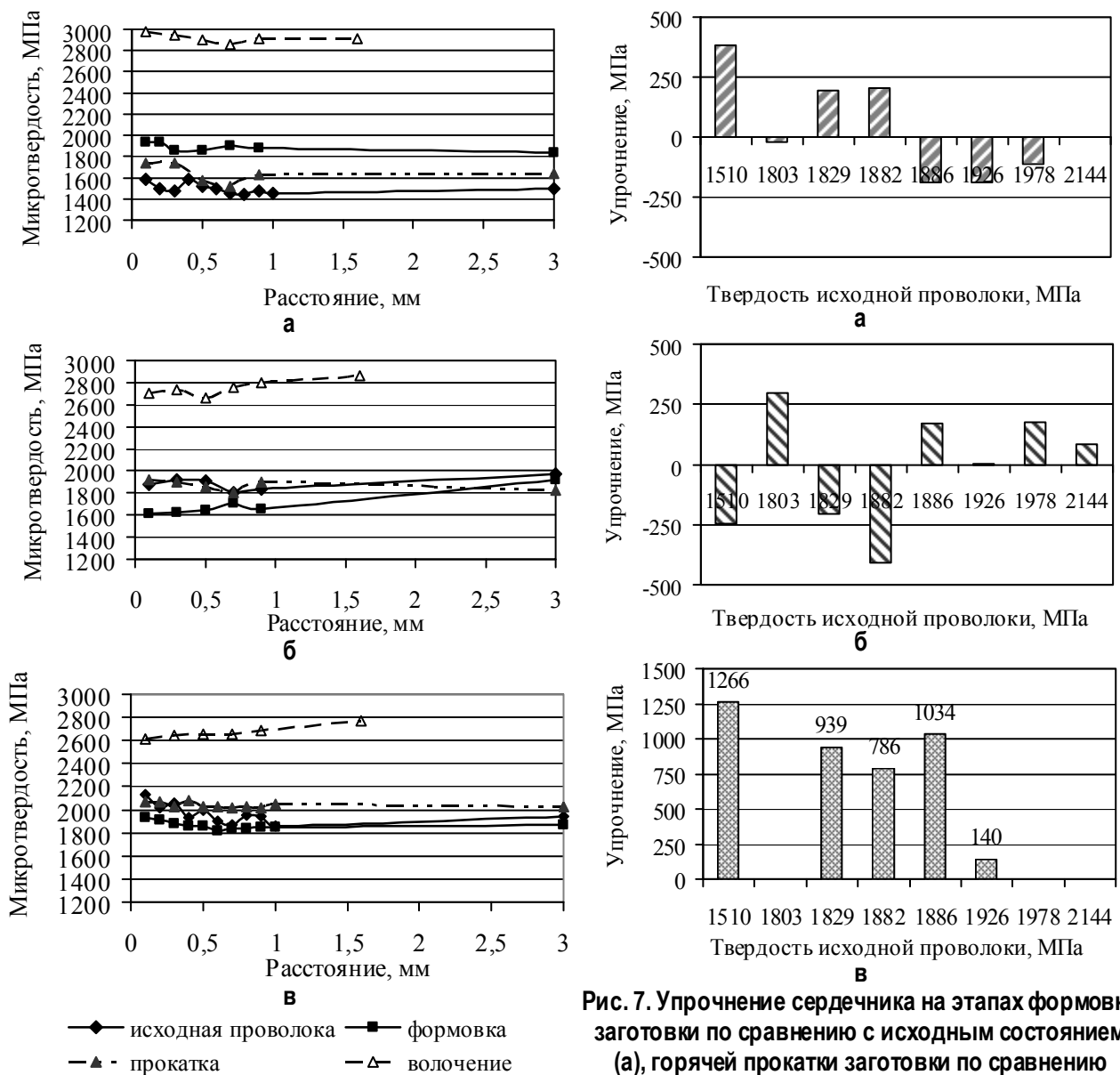


Рис. 6. Распределение твердости по сечению сердечника

Рис. 7. Упрочнение сердечника на этапах формовки заготовки по сравнению с исходным состоянием (а), горячей прокатки заготовки по сравнению с формовкой (б), волочения по сравнению с исходным состоянием (в)

При этом твердость в половине образцов исходной проволоки на расстоянии 0,4–0,5 мм от поверхности оказалась повышенной на 100–400 МПа по сравнению с сердцевиной, что соответствует повышению предела прочности примерно на 30–120 МПа и свидетельствует о наличии в некоторых партиях исходной заготовки деформационно-упрочнения на поверхности проволоки.

Чтобы оценить влияние твердости исходной проволоки на вклад каждого из технологических этапов изготовления сталемедной проволоки в изменение прочностных характеристик, были построены диаграммы, показывающие степень упрочнения сердечника на разных этапах производства (которая оценивалась, как разность усредненных значений твердости) в зависимости от твердости исходной проволоки (рис. 7).

Их анализ показал, что формовка и прокатка при одинаковой исходной твердости могут приводить как к упрочнению, так и к разупрочнению сердечника (рис. 7, а, б), причем прокатка вызывает прямо противоположное воздействие по сравнению с формовкой. Поэтому уровень прочностных свойств сердечника сталемедной катанки практически соответствует уровню прочности исходной заготовки.

Последующее волочение приводит к упрочнению и по сравнению с исходным состоянием, и по сравнению с прокаткой. При этом при увеличении исходной твердости эффект упрочнения уменьшается. При твердости выше 1900 МПа величина упрочнения становится незначительной: она составляет всего 140 МПа (рис. 7, в).

Положительное влияние углерода на упрочнение проявляется в исходной заготовке, в сердечника после формовки и прокатки, и отрицательно сказывается на твердости волоченной проволоки (рис. 8). Это может быть объяснено уменьшением способности сердечника к деформационному упрочнению при волочении в случае повышения со-

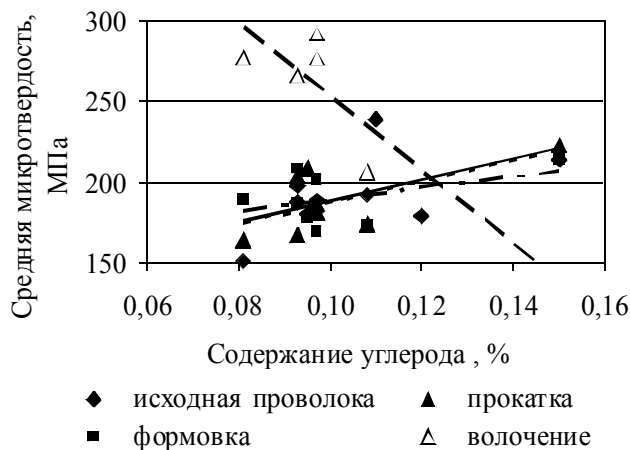


Рис. 8. Зависимость твердости сердечника на разных этапах изготовления сталемедной проволоки от массовой доли углерода

держания углерода в исходной заготовке более 0,10%. Поэтому увеличение содержания углерода (твердости) в исходной заготовке нельзя считать эффективным способом для повышения прочностных характеристик в готовой продукции – волоченной сталемедной проволоке.

Выводы. Полученные результаты позволяют сделать следующие рекомендации. В условиях производства сталемедной проволоки в ООО «Завод металлоизделий – Профит» исходную заготовку с пределом прочности не более 550 МПа (с твердостью не более 1600–1800 МПа) целесообразно использовать для передела на размер до диаметра 2,0 мм и менее, что позволит получить на готовой сталемедной проволоке предел прочности до 700–800 МПа. А заготовку с более высоким исходным пределом прочности (твердости) – только для волочения на диаметр не меньше 4 мм, поскольку дальнейшее волочение не даст прироста предела прочности в готовой продукции.

Библиографический список

1. Слоистые металлические композиции: Учеб. пособие / Потапов И.Н., Лебедев В.Н., Кобелев А.Г. и др. М.: Металлургия, 1986. 216 с.
2. Голованенко С.А., Меандров Л.В. Производство биметаллов. М.: Металлургия, 1966. 304 с.
3. Металловедение и термическая обработка стали: Справ. изд. 3-е изд., перераб. и доп. В 3 т. Т. 2. Основы термической обработки / Под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. М.: Металлургия, 1983. 368 с.
4. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985. 408 с.
5. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.
6. ГОСТ 8233-82. Сталь. Эталоны микроструктуры.
7. ГОСТ 9013-59. Металлы. Методы испытаний. Измерение твердости по Роквеллу.
8. ГОСТ 9450-60. Металлы. Метод испытания на микротвердость вдавливанием алмазной пирамиды.
9. Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграмма превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справочник. М.: Металлургия, 1991. 502 с.
10. ГОСТ 22536.1-88. Сталь углеродистая и чугун нелегированный. Методы определения общего углерода и графита.
11. О механизме динамической сфероидизации цементита / Стародубов К.Ф., Долженков И.Е., Лоцманова И.Н. // Изв. АН СССР. Металлы. 1971. № 6. С. 120–124.