



*There are results of researches of the mechanical properties and structure of the wire rod made of low-carbon nickel molybdenum steel after reduction to toughness thermomechanical treatment in the stream of high-speed wire mill.*

*В. А. ЛУЦЕНКО, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины*

УДК 669.017:621.771.25:621.785:669.141.232

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ КАТАНКИ ИЗ НИКЕЛЬМОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ СВАРОЧНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

В условиях жесткой конкуренции для металлургической отрасли весьма актуальными остаются вопросы повышения качества металлопродукции, получение необходимого структурного состояния и свойств, обеспечивающих высокую технологичность на последующем переделе. В настоящее время возможности производства катанки превышают ее потребность, что обострило борьбу за рынки сбыта и обуславливает разработку и внедрение новых высокоэффективных технологических процессов ее производства. В последние годы возрос спрос на катанку с повышенной пластичностью, а именно низкоуглеродистую и легированную для производства сварочной проволоки.

При современной технологии суммарные обжатия при волочении катанки в проволоку достаточно велики (до 98%). Традиционная технология производства омедненной сварочной проволоки из никельмолибденовых сталей предусматривает удаление окалины химическим способом; волочение катанки диаметром 6,5–5,5 мм в проволоку диаметром 4,0 мм; светлый рекристаллизационный отжиг при 680 °С длительностью до 10 ч; волочение отожженной заготовки в проволоку диаметром 2,5–3,0 мм; повторный светлый рекристаллизационный отжиг; волочение в проволоку конечного диаметром 0,8–1,6 мм и омеднение. Поэтому актуально повышение пластичности катанки при производстве проволоки с сохранением необходимых качественных характеристик и сопутствующей экономией энергоресурсов за счет исключения из технологического цикла промежуточной термообработки.

Параметры структуры, обеспечивающие высокую деформируемость катанки при холодной пластической деформации, могут быть достигнуты

путем термомеханической обработки (ТМО) катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана. Поэтому при разработке способов обработки проката после горячей деформации необходимо учитывать влияние высокотемпературной деформации и последующих условий охлаждения на кинетику превращений аустенита и соотношение структурных составляющих [1].

Наблюдаемая в ряде случаев повышенная обрывность при волочении катанки из низколегированных сталей сварочного назначения обусловлена структурными факторами. Наиболее существенным в этом плане является наличие в структуре кристаллов высокодислокационного пластинчатого мартенсита с многочисленными микродвойниками, которые при деформации служат барьерами продвижения дислокаций [2]. Образующиеся при деформации феррита и мартенсита массивные дислокационные скопления являются источниками микро- и макротрещин, что приводит к разрушению проволоки в процессе волочения. Учитывая, что Ni и Mo значительно повышают устойчивость аустенита [3], при охлаждении в катанке может формироваться сложная гамма структур.

Цель проведенных исследований – выявление особенностей влияния ТМО на формирование структуры и свойств катанки из низкоуглеродистой никельмолибденовой стали сварочного назначения.

Эксперименты с варьированием режимов двухстадийного охлаждения на линии Стелмор [4] показали, что наиболее благоприятный эффект в плане повышенной технологической пластичности при волочении катанки диаметром 5,5 мм из никельмолибденовой стали для сварочной проволоки достигается при использовании разупрочняющей ТМО [1], предусматривающей после высокоско-

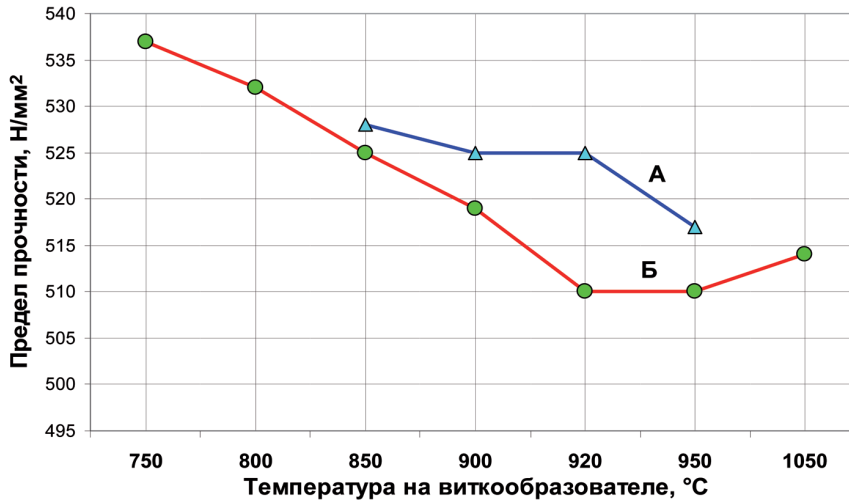


Рис. 1. Средние значения предела прочности катанки диаметром 5,5 мм из никельмолибденовой стали (Св-10НМА) после различных температурно-скоростных режимов ТМО с охлаждением после виткообразователя со скоростью: А – более 3 °C/c; Б – менее 1 °C/c

ростной прокатки ускоренное охлаждение водой до температур выше  $A_{c3}$  и последующее замедленное охлаждение со скоростью менее 1,0 °C/c, при котором обеспечиваются условия, близкие к квазиизотермическим [5].

На рис. 1 приведены средние значения предела прочности катанки диаметром 5,5 мм из никельмолибденовой стали (Св-10НМА) после различных режимов разупрочняющей ТМО. Микроструктурные исследования производили на образцах, имеющих следующие механические свойства: предел прочности – 510 Н/мм<sup>2</sup>, относительное сужение – 75%, относительное удлинение – 14%.

Структура катанки из низкоуглеродистой никельмолибденовой стали после разупрочняющей ТМО представляет собой конгломерат структурных составляющих с достаточно равномерным распределением островковых участков (до 10%) перлита, бейнита и мартенсита в ферритной матрице с полигональным зерном феррита (рис. 2). Согласно [3], структуры такого рода классифицируются как мультифазные, формирование которых осуществляется в основном при температурах межкритического (МКИТ) интервала ( $A_{c1}$ – $A_{c3}$ ), которые предпочтительны для холодной деформации, так как установившееся при выдержке в МКИТ

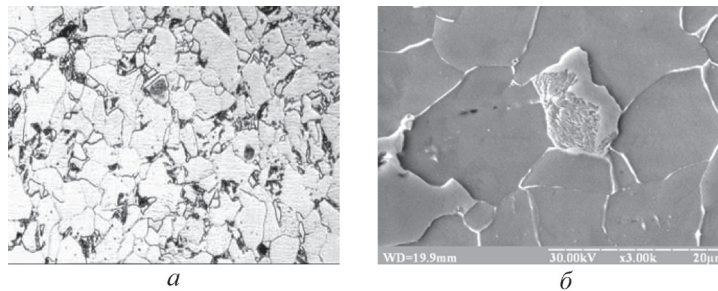


Рис. 2. Микроструктура катанки из низкоуглеродистой никельмолибденовой стали после разупрочняющей ТМО: а – оптическая микроскопия; б – растровая микроскопия; а –  $\times 500$

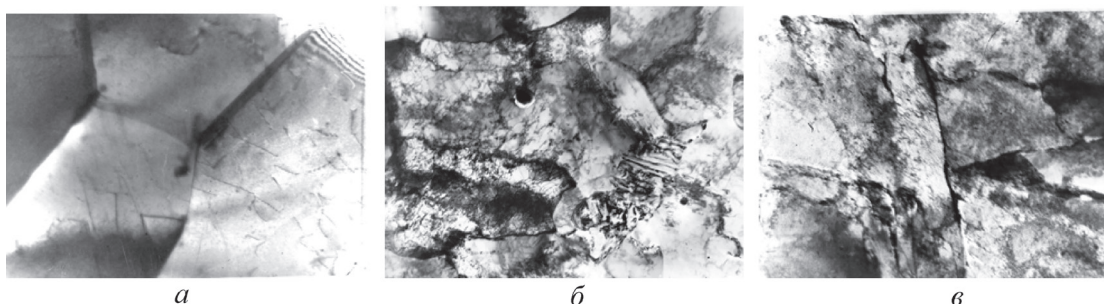


Рис. 3. Микроструктура катанки из низкоуглеродистой никельмолибденовой стали после разупрочняющей ТМО. а –  $\times 25000$ ; б, в –  $\times 10000$

распределение внутренних напряжений между ферритом и аустенитом способствует развитию рекристаллизационных процессов в феррите с сохранением при последующем охлаждении его низкодислокационного строения.

Проведенный структурный анализ исследуемой низкоуглеродистой никельмолибденовой катанки свидетельствует о низкой плотности дислокаций в феррите, в зернах которого просматриваются единичные и локальные скопления дислокации невысокой плотности (рис. 3, а).

Перлит достаточно дисперсный (рис. 3, б), и его формирование происходит при тех же скоростях охлаждения, что и бейнита и мартенсита, поэтому изменение механизма распада аустенита от сдвигового к диффузионному происходит только за счет наличия концентрационной микронеоднородности в исходном аустените. В микроучастках аустенитных островков, несколько обедненных углеродом и легирующими элементами, прежде всего никелем, молибденом, а также и другими элементами, в процессе квазиизотермического воздушного охлаждения после высокоскоростной прокатки от температур МКИТ на транспортере линии Стелмор как раз и осуществляется перлитный распад аустенита. Размеры колоний перлита, соседствующих с ферритом и бейнитом, достаточно малы, что в данном случае подтверждает предположение о микроликвационном характере перлитного превращения аустенита.

Участки с бейнитной структурой (рис. 3, в) имеют достаточно широкие пластины  $\alpha$ -фазы с выделением цементита в приграничных участках (прерывисто) и внутрипластиночно в виде дисперсных микрочастиц. Разделение бейнита на «верхний» и «нижний» не представляется возможным, так как их пластины фактически соединяются друг с другом.

Мартенсит в островковых участках упрочняющей фазы имеет пластиночно-речное строение. Свойственный мартенситу рельеф на поверхности соответствующих островковых участков не выяв-

ляется – они имеют гладкую фактуру поверхности (см. рис. 1, б). Такой не выявляемый (бесструктурный) в обычных реактивах мартенсит называют «гарденитом» [6].

Приведенные в [3] данные о возможности продвижения дислокаций через участки мартенсита были подтверждены экспериментальными результатами. На снимке, полученном с участка исследованной катанки из низкоуглеродистой никельмолибденовой стали, испытанной методом статического растяжения (рис. 4, а), расположенного в непосредственной близости от места разрыва, отчетливо видна дислокационная ячеистая субструктура феррита (рис. 4, б), а мартенситный кристалл (рис. 4, в) содержит пересекающие его тело трековые линии, полученные в результате дислокационно-деформационного воздействия. По этим линиям части мартенситного кристалла относительно друг друга на внешних поверхностях образуют ступени.

Аналогичным образом по предложенному механизму может осуществляться перемещение дислокаций и через бейнитные кристаллы, однако необходимо учитывать влияние цементитных частиц, располагающихся в виде дисперсных выделений внутри («нижнего») или по границам пластин («верхнего») бейнита.

Следует однако отметить, что описанный механизм в низко- и среднелегированных сталях со смешанной (мультифазной) структурой может реализовываться не всегда. По крайней мере при очень высокой степени дислокационного насыщения мартенситных (бейнитных) кристаллов или при наличии в них внутренних дефектов и выделений, существенно тормозящих перемещение дислокаций, реализация такого механизма будет серьезно затруднена. Согласно [2], в кристаллах мартенсита катанки из кремнемарганцевой стали Св-08Г2С наблюдаются многочисленные микродвойники, вносящие значительный вклад в повышение уровня твердости катанки, склонности к трещинообразованию и обрывно-

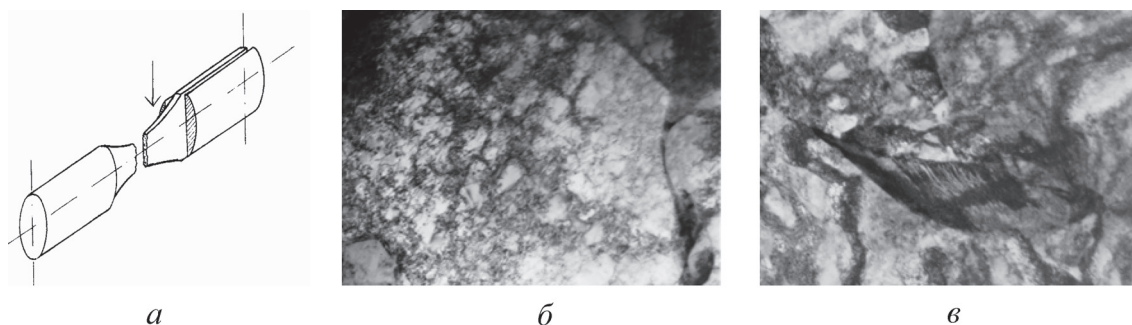


Рис. 4. Схема вырезки образцов из низкоуглеродистой никельмолибденовой стали вблизи участка разрушения (а) и их микроструктура. б –  $\times 16000$ ; в –  $\times 22000$

сти при волочении, поэтому для обеспечения необходимой технологичности в исходной структуре катанки требуемое количество бейнито-мартенситных участков ограничивают не более 5 %.

#### Выводы

1. Установлено, что в катанке из низкоуглеродистой никельмолибденовой стали в процессе высокоскоростной прокатки после разупрочняющей ТМО, включающей на завершающей стадии замедленное охлаждение, близкое к квазиизотермической выдержке, формируемая смешанная феррито-перлитно-бейнито-мартенситная структура обеспечивает высокие пластические свойства.

2. Показана возможность реализации механизма перемещения дислокаций через островковые мартенситные и бейнитные участки структуры при наложении деформационного воздействия. Учитывая, что количество островковых бейнито-мартенситных участков незначительное (до 10%), а расстояние между ними большое, что не препятствует движению дислокаций, пластические свойства такой катанки и ее способность к деформационному формоизменению высокие, что позволяет в технологической схеме производства проволоки исключить промежуточную смягчающую термическую обработку.

#### Литература

1. Разупрочняющая термомеханическая обработка проката из углеродистой стали / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, В. А. Луценко [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2003. № 6. С. 54–56.
2. Нестеренко А. М., Сычков А. Б., Жукова С. Ю. Исследование причин разрушения при волочении катанки-проволоки из стали Св-08Г2С // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2006. № 6. С. 60–63.
3. Голованенко С. А., Фонштейн Н. М. Двухфазные низколегированные стали. М.: *Металлургия*, 1986.
4. Освоение на комбинате «Криворожсталь» производства термически обработанной катанки из низкосернистой легированной стали для сварочной проволоки / В. А. Луценко, В. В. Парусов, В. А. Поляков [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2004. № 3. С. 68–71.
5. Луценко В. А., Сивак А. И., Журавлев И. И. Термомеханическая обработка в потоке проволочного стана 150–1 КГМК «Криворожсталь» катанки из легированной стали для сварочной проволоки // *Металознавство та обробка металів*. 2005. № 3. С. 27–29.
6. Завьялов А. С., Теплухин Г. И., Габеев К. В. Условия и механизм образования бесструктурного мартенсита (гарденита) // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1979. № 10. С. 11–12.