

УДК 669.17:621.771.25:621.785:669.015-194.3

Луценко В. А.

СВОЙСТВА И СТРУКТУРА КАТАНКИ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИКЕЛЬ-МОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ РАЗУПРОЧНЯЮЩЕЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

В условиях мирового кризиса и жесткой конкуренции для металлургической отрасли весьма актуальными остаются вопросы повышения требований по качеству 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 молибден- и никельсодержащих сталей предусматривает удаление окислы 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 или 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 наиболее 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, 2].

Исследования, проведенные в [3], показали, что наблюдаемая в ряде случаев повышенная обрывность при волочении 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. 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 существенно повышают устойчивость аустенита [4], можно предположить, что при охлаждении в катанке может формироваться сложная гамма структур [3, 4].

Целью работы является выявление особенностей формирования структуры и свойств в катанке из низкоуглеродистой никель-молибденовой стали сварочного назначения после разупрочняющей ТМО в потоке современного высокоскоростного проволочного стана.

Эксперименты с варьированием режимов двухстадийного охлаждения на линии Стелмор проволочного стана 150-1 ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» [5] показали, что наиболее благоприятный эффект в плане повышенной деформируемости при волочении катанки диаметром 5,5 мм из никель-молибденовой стали для сварочной проволоки достигается при использовании разупрочняющей ТМО, предусматривающей после высокоскоростной прокатки ускоренное охлаждение водой до температур выше A_{c3} и последующее замедленное охлаждение со скоростью менее 1,0 °С/с, при котором обеспечиваются условия, близкие к квазиизотермической выдержке [6].

Ниже приведены (рис. 1) средние значения предела прочности катанки диаметром 5,5 мм из никель-молибденовой стали (Св-10НМА) после различных режимов разупрочняющей ТМО. Микроструктурные исследования производили на образцах, имеющих следующие механические свойства: предел прочности – 510 Н/мм², относительное сужение – 75 %, относительное удлинение – 14 %.

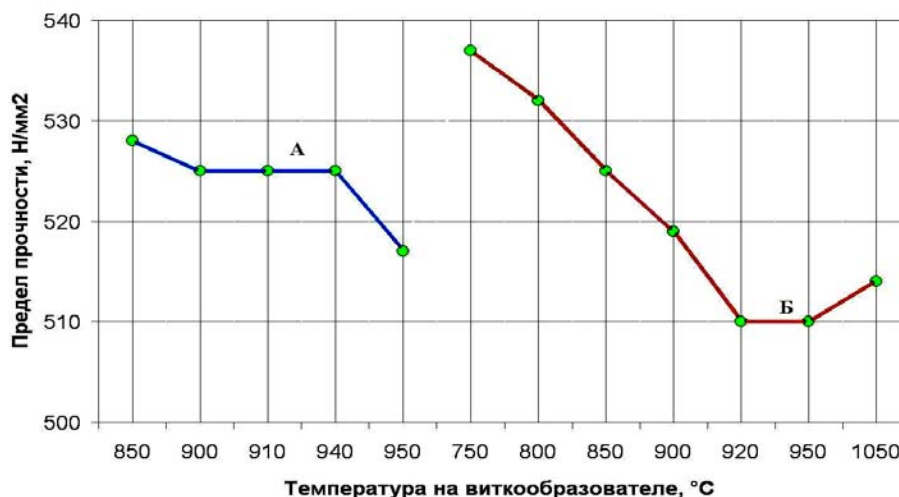
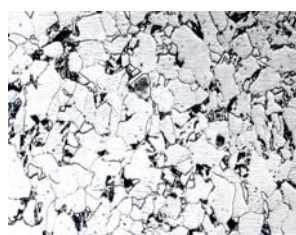


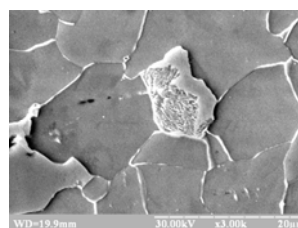
Рис. 1. Средние значения предела прочности катанки диаметром 5,5 мм из никель-молибденовой стали (Св-10НМА) после различных температурно-скоростных режимов ТМО с охлаждением после виткообразователя со скоростью:

А – более 3,0 °С/с; Б – менее 1,0 °С/с

Структура катанки из низкоуглеродистой никель-молибденовой стали после разупрочняющей ТМО представляет собой конгломерат структурных составляющих с достаточно равномерным распределением островковых участков (до 8–10%) перлита, бейнита и мартенсита в ферритной матрице с полигональным зерном феррита (рис. 2). Согласно [4], 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 распределение внутренних напряжений между ферритом и аустенитом способствует развитию рекристаллизационных процессов в феррите с сохранением при последующем охлаждении его низкодислокационного строения.



а



б

Рис. 2. Микроструктура катанки из низкоуглеродистой никель-молибденовой стали после разупрочняющей ТМО:

а – оптическая ($\times 500$); б – растровая микроскопия

Проведенный электронно-микроскопический анализ³ исследуемой низкоуглеродистой никель-молибденовой катанки свидетельствует о низкой плотности дислокаций в феррите, в зернах которого просматриваются единичные и локальные скопления дислокации невысокой

³ При участии Сухомлина В. И. и Нестеренко А. М.

плотности (рис. 3, а). На дифракционной микроэлектронограмме (МКД) феррита (рис. 3, б) отчетливо различаются Кикучи-линии, наличие которых служит доказательством высокого совершенства строения кристаллов [7].

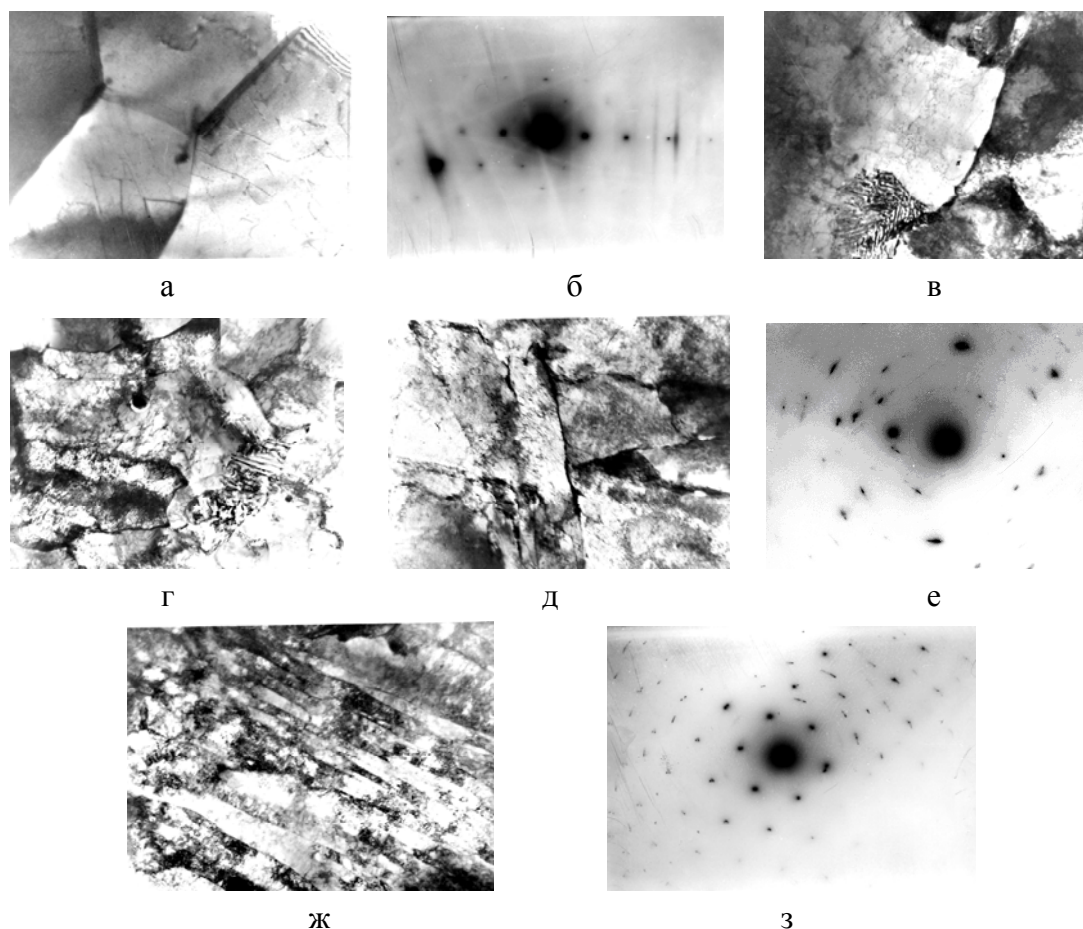


Рис. 3. Микроструктура (а – $\times 25000$; в – $\times 30000$; г, д, ж – $\times 10000$) и МКД соответствующих участков (б – «а»; е – «д»; з – «ж») катанки из низкоуглеродистой никель-молибденовой стали после разупрочняющей ТМО

Перлит достаточно дисперсный (рис. 3, в, г), 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 механизм распада аустенита. Размеры колоний перлита, соседствующих с ферритом (рис. 3, в) и с бейнитом (рис. 3, г), достаточно малы, что в данном случае подтверждает правомерность принятого выше положения о микроликвационном генезисе перлитного механизма превращения аустенита.

Участки с бейнитой структурой (рис. 3, д) имеют достаточно широкие пластины α -фазы с выделением цементита в приграничных участках (прерывисто) и внутрипластиночно в виде дисперсных микрочастиц. Строгое разделение бейнита по типам на «верхний» и «нижний» не представляется возможным, так как их пластины фактически соединяются друг с другом. Действительно, расшифровка МКД (рис. 3, е) указала на одновременное наличие дисперсных (внутризеренных) и более крупных (пограничных) выделений цементита. Те и другие, судя по обнаруживаемой свойственной для каждого из них дробности рефлексов цементита, характеризуются выраженной разориентированностью между собой.

Мартенсит в островковых участках упрочняющей фазы имеет пластиночно-реечное строение. Следует отметить, что свойственный мартенситу рельеф на поверхности соответствующих островковых участков не выявляется – они имеют гладкую фактуру поверхности (рис. 1, б). Такой не выявляемый (бесструктурный) в обычных реактивах мартенсит, называют «гарденитом» [8]. Анализ МКД (рис. 3, з) мартенситного участка (рис. 3, ж) показывает на достаточно высокую разориентировку мартенситных пластинок-реек в азимутальном направлении и большую дислокационную насыщенность.

Излагаемые в [4] гипотезы о возможности продвижения дислокаций через участки мартенсита подтверждаются экспериментальными данными. На снимке, полученном с участка исследованной катанки из низкоуглеродистой никель-молибденовой 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 друг относительно друга на внешних поверхностях образуют ступени (рис. 4, в).

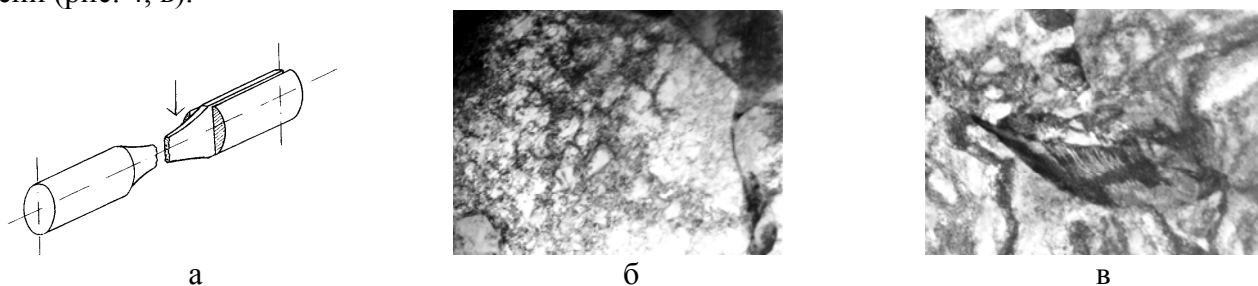


Рис. 4. Схема вырезки образцов вблизи участка разрушения (а), и их микроструктура (б – $\times 16000$; в – $\times 22000$)

Сущность этого эффекта заключается в том, что тормозящиеся внешней поверхностью мартенситного кристалла дислокации накапливаются на границе раздела феррит / мартенситный кристалл. После достижения этими скоплениями определенной плотности мощность запасенной при этом энергии становится столь высокой, что на поверхности мартенситного кристалла, контактирующего с этим скоплением, образуется сдвиговая ступенька. В результате из этого кристалла выталкивается дислокационная группировка с образованием сдвиговой линии скольжения по его сечению и, соответственно, ступеньки – уступа на другой (противоположной) его поверхности (рис. 4, в). Мультипликативное повторение этого механизма, собственно, и реализует массовое пересечение дислокациями мартенситных участков и вносит определенный вклад в повышение уровня пластичности стали.

Теоретическая возможность реализации такого механизма перемещения дислокаций обоснована в работе [9], в которой установлено, что механизм перемещения дислокаций связан с волновыми колебаниями атомов железа, благодаря которым и осуществляется энергетический обмен между образующимися на одной из внешних поверхностей кристаллов железа ступенек пластического сдвига в результате воздействия деформации и внутрикристаллической генерации дислокаций, обусловленных усилившимся, в связи с притоком энергии, волновым движением атомов. Выход таких дислокаций на другую внешнюю грань кристалла железа, собственно, и приводит к сдвигу одной его части по отношению к другой.

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.

Отличительной особенностью механизма перемещения дислокаций через мартенситные и бейнитные кристаллы в нашем случае, по сравнению с механизмом, предложенным в [9], является исключение этапа генерирования дислокаций ввиду значительной их плотности в рассматриваемых мартенситных и бейнитных кристаллах.

Следует, однако, отметить, что описанный механизм в мультифазных низколегированных и среднелегированных сталях 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 [10], в кристаллах мартенсита катанки из кремнемарганцевой стали Св-08Г2С наблюдаются многочисленные микродвойники, вносящие значительный вклад в повышение уровня твердости катанки, склонности к трещинообразованию и обрывности при волочении, поэтому для обеспечения необходимой технологичности в исходной структуре катанки требуемое количество бейнито-мартенситных участков ограничивают не более 5 %.

ВЫВОДЫ

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

Показана возможность реализации механизма перемещения дислокаций через островковые (до 8–10 %) мартенситные и бейнитные участки структуры при наложении деформационного воздействия. Учитывая, что количество островковых бейнито-мартенситных участков незначительное, 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. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка стали / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина. – М. : *Металлургия*, 1983. – 480 с.
3. Нестеренко А. М. Исследование причин разрушения при волочении катанки-проволоки из стали Св-08Г2С / А. М. Нестеренко, А. Б. Сычков, С. Ю. Жукова // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2006. – № 6. – С. 60–63.
4. Голованенко С. А. Двухфазные низколегированные стали / С. А. Голованенко, Н. М. Фоништейн. – М. : *Металлургия*, 1986. – 207 с.
5. 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.
6. Луценко В. А. Термомеханическая обработка в потоке проволочного стана 150-1 КГМК «Криворожсталь» катанки из легированной стали для сварочной проволоки / В. А. Луценко, А. И. Сивак, И. И. Журавлев // *Металлознавство та обробка металів*. – 2005. – № 3. – С. 27–29.
7. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хириш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан. – М. : *Мир*, 1968. – 574 с.
8. Завьялов А. С. Условия и механизм образования бесструктурного мартенсита (гарденита) / А. С. Завьялов, Г. И. Теплухин, К. В. Габеев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1979. – № 10. – С. 11–12.
9. Воробьев Г. М. Возможный механизм деформации нитевидных кристаллов железа / Г. М. Воробьев, В. И. Большаков // *Вісник Дніпропетровського університету : Фізика. Радіоелектроніка*. – Дніпропетровськ : *Дніпропетровський університет*, 2002. – Вип. 8. – С. 48–52.
10. Нестеренко А. М. Структурні аспекти технології виробництва високопластичної катанки із кремніймарганцевої сталі / А. М. Нестеренко, О. В. Парусов // *Металлознавство та обробка металів*. – 2003. – № 1. – С. 17–21.

Луценко В. А. – канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник ИЧМ НАН Украины.

ИЧМ НАН Украины – Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, г. Днепропетровск.

E-mail: lutsenko@optima.com.ua