

В.А.Луценко

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ КАТАНКИ ИЗ СТАЛИ Св-10НМА ПОСЛЕ РАЗУПРОЧНЯЮЩЕЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Целью работы является исследование влияния высокотемпературной деформации и последующих условий охлаждения на кинетику превращений аустенита и соотношение структурных составляющих, которые необходимо учитывать при разработке и внедрении новых высокоэффективных технологических процессов производства сварочной проволоки. Показано, что после разупрочняющей термомеханической обработки катанки из стали Св-10НМА формируется мультифазная феррито–перрито–бейнито–мартенситная структура, которая обеспечивает высокую пластичность и способность стали к деформационному формоизменению. Выявлены особенности тонкого строения феррита, перлита, бейнита и мартенсита в островковых упрочняющих участках, которые не препятствуют движению дислокаций.

**сварочная проволока, технология, высокотемпературная деформация, условия охлаждения, кинетика, структура, формоизменение**

**Введение.** В условиях мирового кризиса и жесткой конкуренции для металлургической отрасли весьма актуальными остаются вопросы повышения требований к 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. Спрос на катанку широкого марочного сортамента, в т.ч. для производства сварочной проволоки, обуславливает разработку и внедрение новых высокоэффективных технологических процессов ее производства.

Повышение пластичности катанки из никель– и молибденсодержащих сталей для производства сварочной проволоки особенно актуально, поскольку суммарные обжатия при волочении катанки в проволоку достаточно велики, а при современной технологии возрастают до  $\epsilon = 97,9 - 91,5\%$ .

Актуальным также является исключения из технологического цикла промежуточной термообработки, что обеспечивает сопутствующую экономию энергоресурсов. Формирование микроструктуры, пригодной для холодной пластической деформации катанки, можно достичь путем термомеханической обработки (ТМО) катанки в потоке 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].

**Состояние вопроса.** В зависимости от условий проведения горячей деформации (варьирование температуры, степени, скорости деформации, времени последеформационной выдержки) может наблюдаться широкий спектр структурных состояний деформированного металла: от горяченаклепанного до статически рекристаллизованного.

После динамической рекристаллизации, особенно когда она происходит при налагающихся циклах разупрочнение – упрочнение, металл имеет повышенную плотность несовершенств. Следовательно, сразу после горячей деформации так называемое рекристаллизованное состояние металла отличается от состояния статической рекристаллизации повышенной плотностью несовершенств [2]. Именно процессы статической полигонизации и повторной рекристаллизации, происходящие после динамической и метадинамической рекристаллизации, являются определяющими при разупрочняющих схемах ТМО [1].

Проведенные исследования [3] показали, что наблюдаемая в ряде случаев повышенная обрывность при волочении обусловлена структурными факторами. Наиболее существенным в этом плане является наличие в структуре упрочняющих сталь бейнито–мартенситных участков кристаллов высокодислокационного пластинчатого мартенсита с многочисленными микродвойниками, которые при деформации служат барьерами продвижения дислокаций. Образующиеся при деформации феррита и мартенсита массивные дислокационные скопления трансформируются в микро– и макротрещины и приводят 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 дислокационнонасыщенных структур [3,4], определяющих комплекс механических и технологических свойств.

Эксперименты с варьированием режимов двухстадийного охлаждения на линии Стелмор показали, что наиболее благоприятный результат в плане высокой деформируемости при волочении катанки из никелемolibденовой стали достигается при использовании разупрочняющей ТМО, предусматривающей после высокоскоростной прокатки ускоренное охлаждение водой до температур не ниже  $A_{c3}$  и последующее замедленное охлаждение со скоростью, меньшей  $1,0^0\text{C}/\text{с}$ , разложенных на движущемся транспортере под термоизолирующими крышками витков катанки. Именно этим обеспечиваются условия, близкие к квазиизотермической выдержке [5].

**Методика проведения исследования.** Исследовали образцы катанки из стали Св–10НМА с химическим составом: С–0,08%, Mn–0,55%, Si–0,22%, S–0.017%, P–0,007%, Ni–1,19%, Mo–0,42%. Катанка диаметром 5,5мм из стали Св–10НМА была изготовлена на стане 150–1 ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» с использованием разупрочняющей ТМО, включающей на завершающей стадии замедленное, близкое к квазиизотермической выдержке. Средние значения механических свойств катанки диа-

метром 5,5мм из стали Св-10НМА: предел прочности 530Н/мм<sup>2</sup>, относительное сужение-70%, относительное удлинение-14%. Металлографические исследования осуществляли с использованием микроскопов «Неофот-2», «Аксиоверт 200 М МАТ», а также на электронного просвечивающего микроскопа УЭМВ – 100К.

**Результаты исследования.** Проведенные исследования показали, что общая структура катанки после разупрочняющей ТМО представляет собой (рис.1) конгломерат структурных составляющих с достаточно равномерным распределением островковых участков перлита, бейнита и мартенсита (размером от 2 до 30мкм) в ферритной матрице с полигональным зерном феррита (средний размер зерен  $d_{ср.} \approx 14,5$  мкм – 8–9 номер по ГОСТ 5639). Средний объем таких островковых участков в ферритной матрице составляет 8–10% (рис.1).

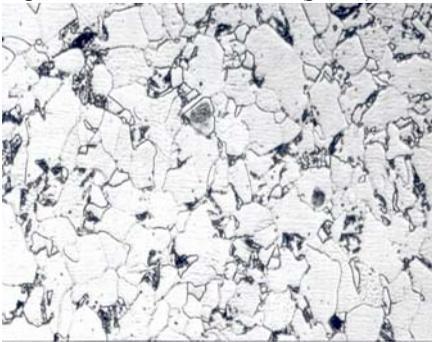


Рис.1. Микроструктура (x500) катанки диам.5,5мм из стали Св-10НМА после разупрочняющей ТМО

Согласно [4], структуры такого рода классифицируются как мультифазные. Их формирование осуществляется, в основном, при температурах межкритического (МКИТ) интервала ( $A_{с1}$ – $A_{с3}$ ). Сталь с такой структурой предпочтительна 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. Особый вклад в высокий уровень пластичности такой стали, согласно [4], привносит также наличие низкодислокационного, так называемого «нового феррита», образовавшегося вокруг аустенита в процессе замедленного охлаждения стали от температур МКИТ до конечного  $\gamma \rightarrow \alpha$  – фазового превращения аустенита по какому – либо механизму, сдвиговому, промежуточному или диффузионному.

Анализ, проведенный электронномикроскопическим методом, свидетельствует о низкой плотности дислокаций в феррите. В зернах феррита достаточно хорошо просматриваются отдельные дислокации (рис.2.а) а также их скопления невысокой плотности (рис.2.б). Внутризеренные выделения – микрочастицы размером 0,05–0,6мкм (рис.2а) привязаны к дислокациям и их сплетениям, поэтому можно считать, что они представляют собой цементит, образованный выделившимся из феррита углеро-

дом. Округлые микрокастички цементита (в левой части рис.2,в) размером 0,10–0,40мкм имеют иное происхождение. Это сфероидизированный цементит эвтектоида, образовавшегося при распаде одного из участков аустенита в ходе квазиизотермической выдержки. Наблюдаемая (рис.2,б) микроколония перлита (размером 0,67x0,83мкм) с дисперсным пластинчатым цементитом образована, очевидно, уже после квазиизотермической выдержки.

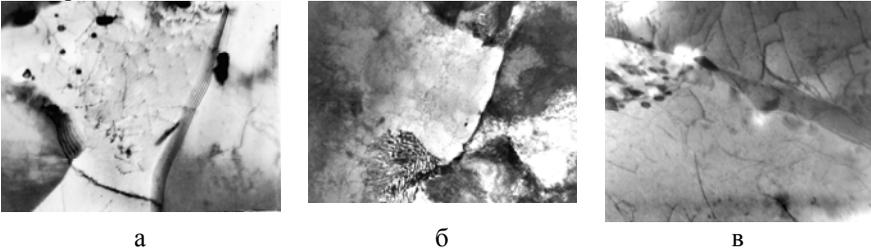


Рис.2. Тонкая структура феррита исследуемой катанки из стали Св–10НМА:  
а – x10000, б – x30000, в – x25000

Перлит, образующийся в островках бывшего аустенита при непосредственном контакте с мартенситом или бейнитом (рис.3,а), мелко дисперсный. Поскольку формирование его происходит при тех же скоростях охлаждения, что и соседствующих кристаллов бейнита и мартенсита, изменение механизма распада аустенита от сдвигового к чисто диффузионному происходит только за счет наличия концентрационной микронеоднородности в исходном аустените. В микроучастках аустенитных островков, обедненных углеродом и легирующими элементами (прежде всего, марганцем, никелем и хромом) в процессе замедленного охлаждения от температур МКИТ на транспортере линии Стелмор как раз и осуществляется перлитный механизм распада аустенита. Размеры колоний перлита, соседствующих с ферритом и с бейнитом, достаточно малы (от 1,5 до 3,5мкм в условном диаметре), что подтверждает выше приведенное предположение о микроликвационном генезисе перлитного механизма превращения аустенита.

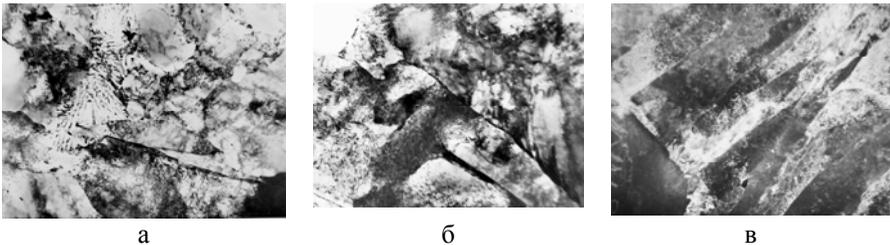


Рис.3. Микроструктура бейнито–перлитно–ферритных (а– x10000), бейнитных (б –x15000) и мартенситных (в–x20000) участков исследуемой катанки из стали Св–10НМА

Тонкое строение соседствующих с перлитом участков бейнита (рис.3,а), имеющих вид пластин шириной от 1,5 до 3,0 мкм, зачастую с заостренными концами, насыщенных дислокациями, пограничными и внутрипластиночными дисперсными выделениями цементитной фазы, существенно отличается от полиэдрических зерен феррита (рис.2). При анализе микроучастков с бейнитной структурой подтверждается наличие широких пластин  $\alpha$ -фазы (в поперечном сечении 1,2 – 3,0 мкм), тонких приграничных выделений цементита, в основном прерывистых, а также его внутрипластиночных выделений в виде мелко дисперсных микрочастиц (рис.3,б). В отдельных пластинах  $\alpha$ -фазы эти выделения располагаются под определенными углами (чаще всего 60 и 120°) к продольной оси пластин, что характерно для нижнего бейнита [2]. Наличие цементита в виде сплошных или прерывистых выделений по границам пластин  $\alpha$ -фазы является типичным для верхнего бейнита [2]. В нашем случае пластины нижнего и верхнего бейнита фактически соседствуют друг с другом, поэтому разделения бейнита по типам на «верхний» и «нижний» произвести невозможно.

Мартенсит в островковых участках упрочняющей фазы характеризуется выраженным пластиночно-реечным строением с толщиной пластинок-реек 0,1 – 1,0 мкм (рис.3,в). Следует отметить, что свойственный мартенситу рельеф [2] на поверхности соответствующих островковых участков не выявляется – они имеют гладкую фактуру поверхности (рис.1). Поэтому такой нетравящийся в обычных реактивах «бесструктурный» мартенсит, отличающийся очень высокой твердостью, называют «гарденитом» [6]. Видно (рис.3,в), что пластины – рейки мартенсита дислокационно достаточно насыщены.

Учитывая, что общее количество участков – островков с мартенситной и смешанной перлито-бейнито-мартенситной структурой небольшое, а также значительные расстояния между ними (рис.1) и фактическое отсутствие микродвойников в кристаллах мартенсита, наличие которых блокирует движение дислокаций, можно считать, что они не смогут оказывать существенное негативное влияние на перемещение дислокаций. Это же относится и к перемещению дислокаций при приложении деформации через мартенситные кристаллы (по особому механизму [4]), в силу чего уровень пластичности и деформационного формоизменения стали с такой мультифазной структурой будет высоким.

Излагаемые в [4] гипотезы о возможности продвижения дислокаций через участки мартенсита подтверждаются экспериментальными данными. Из электронномикроскопического снимка (рис.4), полученного от участка разрывного образца исследованной стали, расположенного в непосредственной близости от места разрыва, отчетливо видно, что мартенситный кристалл содержит пересекающие его тело трекковые линии, полученные в результате дислокационно-деформационного воздействия. По этим линиям

части мартенситного кристалла друг относительно друга на внешних поверхностях образуют ступени (рис.4).

Сущность наблюдаемого 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). Мультипликативное повторение этого механизма, собственно, и реализует массовое пересечение дислокациями мартенситных участков и вносит определенный вклад в повышение уровня пластичности стали.

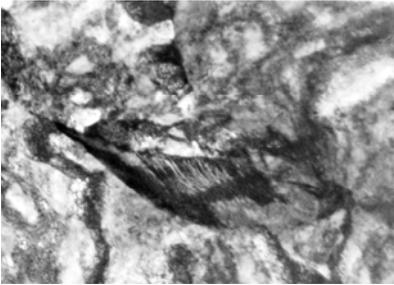


Рис.4. Микроструктура (x22000) образца после разрушения при статическом растяжении исследованной катанки из стали Св–10НМА

Теоретическая возможность реализации такого механизма перемещения дислокаций обоснована в работе [7], в которой установлено, что механизм перемещения дислокаций через кристалл нитевидного железа связан с волновыми колебаниями атомов железа. Благодаря этому осуществляется энергетический обмен между ступеньками пластического сдвига, образующимися на одной из внешних поверхностей нитевидных кристаллов железа, и внутрикристаллической генерацией дислокаций, обусловленной 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 образом по предложенному механизму может осуществляться перемещение дислокаций и через бейнитные кристаллы. Как в случае нижнего, так и в случае верхнего бейнита необходимо учитывать влияние цементитных частиц, располагающихся в виде дисперсных выделений внутри пластин бейнита первого типа и по границам пластин в бейните второго типа.

Отличительной особенностью механизма перемещения дислокаций через мартенситные и бейнитные кристаллы в нашем случае, по сравнению с механизмом, предложенным для кристаллов нитевидного железа [7], является исключение этапа генерирования дислокаций ввиду значи-

тельной их плотности в рассматриваемых мартенситных и бейнитных кристаллах. Следует отметить, что описанный механизм в мультифазной низколегированной и среднелегированной стали 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 [8] 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.

**Заключение.** Установлено, что в катанке диаметром 5,5мм из стали Св–10НМА после разупрочняющей термомеханической обработки, включающей на завершающей стадии замедленное (близкое к квазиизотермической выдержке) охлаждение разложенных витков на транспортере линии Стелмор, формируется мультифазная феррито–перрито–бейнито–мартенситная структура.

Феррит исследованной стали низкодислокационный и имеет высокую степень совершенства.

Показано, что объемная доля упрочняющих перрито–бейнито–мартенситных островков в структуре незначительная – до 10%.

Определено, что перлит как в отдельных участках, так и в конгломератных островках мелко дисперсный, а размеры перлитных колоний весьма малы (0,67х0,83мкм; 1,5–3,5мкм), что свидетельствует о его микроликвационном генезисе.

Показано, что бейнит в островковых упрочняющих участках представляет собой смесь широкопластиночных (1,2 – 3,0мкм) кристаллов  $\alpha$ -фазы с разным типом выделений цементита, что делает практически невозможным его классификационное разделение на «нижний» и «верхний» бейнит.

Установлено, что мартенсит в катанке из исследованной стали пластиночно–реечный (толщиной 0,1–1,0мкм); количество участков с мартенситной структурой незначительное, а расстояние между ними большое, что не препятствует движению дислокаций.

Показана возможность реализации механизма перемещения дислокаций через островковые мартенситные и бейнитные участки структуры (до 8-10%) при наложении деформационного воздействия, поэтому пластические свойства катанки из низкоуглеродистой никельмолибденовой стали и ее способность к деформационному формоизменению высокие.

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., Займовский В.А., Капуткина Л.М.* Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. –480с.
3. *Нестеренко А.М., Сычков А.Б., Жукова С.Ю.* Исследование причин разрушения при волочений катанки–проволоки из стали Св–08Г2С. // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2006. – № 6. – С.60–63.
4. *Голованенко С.А., Фоништейн Н.М.* Двухфазные низколегированные стали. – М.: Металлургия, 1986. – 207с.
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. *Завьялов А.С., Теплухин Г.И., Габеев К.В.* Условия и механизм образования бесструктурного мартенсита (гарденита). // *МиТОМ.* – 1979. – № 10. – С. 11 – 12.
7. *Воробьев Г.М., Большаков В.И.* Возможный механизм деформации нитевидных кристаллов железа. // *Вісник Дніпропетровського університету. Фізика. Радіоелектроніка.* – Вип.8. – Дніпропетровськ.: Видавництво Дніпропетровського університету, 2002. – С.48 – 52.
8. *Нестеренко А.М., Парусов О.В.* Структурні аспекти технології виробництва високопластичної катанки із кремніймарганцевої сталі. // *Металознавство та обробка металів.* – 2003. – №1. – С. 17 – 21.

*Статья рекомендована к печати:  
ответственный редактор  
раздела «Термомеханическая обработка проката»  
докт.техн.наук, проф. И.Г.Узлов  
рецензент докт.техн.наук проф. В.В.Парусов*

### ***В.А.Луценко***

#### **Дослідження тонкої структури катанки із сталі Св–10НМА після термомеханічної обробки знеміцнення**

Метою роботи є дослідження впливу високотемпературної деформації і подальших умов охолодження на кінетику перетворень аустеніту і співвідношення структурних складових, що необхідно враховувати при розробці і впровадженні нових високоефективних технологічних процесів виробництва зварювального дроту. Показано, що після термомеханічної обробки знеміцнення катанки із сталі Св–10НМА формується мультифазна ферито–перліто–бейніто–мартенситна структура, що забезпечує високу пластичність і здатність сталі до деформаційної обробки. Виявлено особливості тонкої будови фериту, перліту, бейніту і мартенситу в островкових ділянках зміцнення, які не перешкоджають руху дислокацій.