

# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.778

<https://doi.org/10.18503/1995-2732-2017-15-4-55-64>

## ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ТОНКОЙ ПРОВОЛОКЕ\*

Сычков А.Б.<sup>1</sup>, Столяров А.Ю.<sup>2</sup>, Камалова Г.Я.<sup>1</sup>, Ефимова Ю.Ю.<sup>1</sup>, Егорова Л.Ю.<sup>3</sup>, Гулин А.Е.<sup>1</sup>, Степанова А.А.<sup>4</sup><sup>1</sup> Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия<sup>2</sup> ООО «Специальные технологии», Магнитогорск, Россия<sup>3</sup> Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия<sup>4</sup> ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат», Магнитогорск, Россия

### Аннотация

**Актуальность:** в статье рассмотрена актуальная научно-технологическая задача по особенностям образования структуры поверхностных слоев тонкой холоднодеформированной проволоки вследствие изменения характера деформации при изменении ее диаметра при помощи электронно-микроскопического исследования (ЭМИ). Цель. Проведение исследования особенностей формирования микроструктуры в поверхностных слоях катанки диаметром 5,5 мм, проволоки диаметром 4,2–0,933 мм и установление закономерностей этого формирования. Определение возможности управления процессом структурообразования по сечению проволоки для обеспечения наилучшего комплекса механических и потребительских свойств. **Методы исследования:** в качестве материала исследования применяли катанку диаметром 5,5 мм; проволоку диаметром 4,2 мм и тонкую латунированную проволоку диаметрами 1,75; 1,73; 1,574; 1,325; 1,113; 0,933 мм из стали марки 70 промышленного производства. Исследование проводилось с применением японских просвечивающего, растрового электронных микроскопов (ПЭМ и РЭМ) и микротвердомера. **Результаты исследования:** в результате выявлены приповерхностные локальные участки с наличием вероятно турбулентного характера образования структуры, связанной с наличием в этой зоне сдвиговых напряжений, формирующих наряду с основными сдвиговыми деформациями дополнительную ротационную моду деформации. Ориентировочно установлена глубина залегания от поверхности и протяженность по радиусу таких аномальных участков. Показано, что с увеличением степени холодной деформации возрастает степень как общего упрочнения металла, так и поверхностных участков. Это подтверждается динамикой изменения микротвердости в зависимости от степени деформации при волочении. Так, при малых степенях деформации распределение микротвердости по радиальному направлению от поверхности имеет нестабильный характер, с повышением степени деформации наблюдается отчетливый градиент поведения микротвердости с максимальным ее значением на поверхности в участках аномальной структуры, так как при волочении тонкой проволоки скорость деформации на поверхности выше, чем в объеме металла. С повышением степени деформации возрастает и интенсивность (скорость) роста твердости. Исследована динамика изменения дислокационной структуры металла при деформационном воздействии. Выявлены особенности формирования строения перлитных колоний высокоуглеродистой стали. Полученные знания можно использовать при определении предельной деформируемости катанки и проволоки при волочении с установлением комплекса структурных и качественных параметров тонкой проволоки.

**Ключевые слова:** холодная деформация, проволока тонких диаметров, сдвиговая деформация, поверхностные турбулизированные участки, прочностные свойства, микротвердость, дислокационная структура, РЭМ, ПЭМ.

### Введение

При производстве тонкой проволоки значительно возрастает доля влияния поверхностных явлений в очаге деформации. При этом наблюдается увеличение прочности такой проволоки. Это явление можно пояснить также различием

условий термической обработки, отвода тепла от проволоки при волочении, разностью свойств по сечению для проволоки разного диаметра. Установлено, что проволока тонких диаметров помимо повышения прочности, в большей степени, чем проволока больших диаметров, сохраняет пластические свойства [1–4].

Авторами работ [5–7] показано, что в тонкой стальной проволоке диаметром 0,30–0,10 мм присутствует поверхностный слой глубиной порядка 20–40 мкм, обусловленный дополнительными сдвиговыми деформациями при волочении

\* Электронно-микроскопические исследования выполнены в условиях коллективного исследовательского центра НИИ «Наносталей» МГТУ им. Г.И. Носова и Института физики металлов УрО РАН.

© Сычков А.Б., Столяров А.Ю., Камалова Г.Я., Ефимова Ю.Ю., Егорова Л.Ю., Гулин А.Е., Степанова А.А., 2017

проводки, когда зона поверхностного слоя становится значительной частью общего сечения. Существуют три основные причины возникновения такого поверхностного слоя: механизм быстрого нагрева и закалки, который приводит к образованию продуктов структурных превращений; механизм реакции поверхности с окружающей средой; механизм пластического течения, в результате которого формируется мелкозернистая структура.

В настоящее время нет единой теории, объясняющей возникновение поверхностного слоя и его структурного состояния при процессах обработки металлов давлением. В работе [8] подтверждается наличие такого поверхностного слоя. Однако с точки зрения механики сплошной среды нет оснований считать, что анализируемый слой существует.

В других работах [9, 10] сдвиговая неустойчивость в подповерхностном слое материала рассматривается с позиций гидродинамики. Методами лазерного исследования, оптической и электронной микроскопии анализируется фрагментация поверхностных слоёв износа в трибологических парах.

В работе [11–15] подход к формированию микроструктуры поверхностного слоя материала вследствие трения при обработке металлов давлением основан на использовании коэффициента интенсивности скорости деформации, который контролирует толщину слоя интенсивной пластической деформации (ИПД). В обоих случаях авторами отмечен слой мелких деформированных зёрен, генерируемый на контакте материал-инструмент.

Существенное влияние оказывают неметаллические недеформируемые включения (НВ) на формирование микроструктуры деформированного металла. Так, авторами работ [16–19] рассматривается поведение НВ на различных этапах деформационной обработки сталей при производстве проволоки. Уже при горячей прокатке непрерывно-литой заготовки (НЛЗ) возникающие крутящие (ротационные) напряжения вызывают вращение включений при переходе от одной клети к другой, что взаимосвязано с вихревым течением аустенитной матрицы в контакте с включением. При дальнейшем волочении образуется характерная волокнистая структура стали. НВ тормозят свободное развитие деформации перлита вблизи включений уже на ранних этапах деформации. В этом случае наблюдается изгиб пластин перлитных колоний и возникают локальные зоны концентрации напряжений, а также участки с развитием неоднородной деформации.

Вышеупомянутые положения тесно связаны

с исследованиями микроструктуры деформируемого материала и, в частности, тонкого поверхностного слоя. Поэтому в настоящей работе проведены исследования особенностей формирования микроструктуры в поверхностных слоях тонкой стальной проволоки.

Материалы этой статьи являются продолжением исследований, проведенных в работах [20, 21] авторами настоящей статьи.

### **Материал и методы исследования**

В качестве материала исследования применяли катанку производства ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ММК) из стали марки 70 диаметром 5,5 мм; проволоку диаметром 4,2 мм – после деформации (41,7% суммарная степень деформации) и тонкую латунированную проволоку диаметрами 1,75; 1,73; 1,574; 1,325; 1,113; 0,933 мм из стали марки 70, предназначенную для производства бортовой проволоки и металлокорда. Современные требования к катанке для производства бортовой проволоки и металлокорда приведены в работах [22, 23].

Производство тонкой проволоки осуществлялось в условиях ООО «Спецтехнологии» (г. Магнитогорск), которое включает в себя следующие технологические операции: подготовка поверхности катанки (травление, нанесение подсмазочного слоя) и «грубо-среднее» волочение до диаметра 1,75–1,14 мм; патентирование заготовки в свинцовом расплаве; латунирование проволочной заготовки; чистовое волочение в проволоку диаметром 0,35–0,15 мм; свивка прядей и кордовых конструкций.

Подготовка исследуемых образцов для светового микроскопа проводилась на линии пробоподготовки фирмы Struers (Дания): отрезной станок – Discotom-6, автоматический пресс для горячей запрессовки образцов – CitoPress-1, шлифовально-полировальный станок – Tegramin-30.

Исследование микроструктуры проводили на растровом электронном микроскопе японской фирмы «JEOL» и просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) «JEM-200CX». Для исследования микроструктуры из образцов изготавливались шлифы (продольное сечение) с использованием запрессовки в акриловую смолу «Clarofast». Для выявления микроструктуры тонкой проволоки шлифы подвергли химическому травлению в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте, методом погружения полированной поверхности в ванну с реактивом. Межпластинчатое расстояния определяли при помощи системы автоматизированного анализа изображений SIAMS 700. Тонкие фольги

для ПЭМ анализа были вырезаны из центральных участков образцов и утонялись электролитически. Микроиндентирование латунированной тонкой проволоки проводили на микротвердомере «DUH – 211S SHIMADZU» (Япония) при комнатной температуре и нагрузке 10 мН.

### Исследование, результаты, обсуждение

#### Структурообразование в поверхностных слоях тонкой проволоки

На рис. 1 представлены микроструктуры тонкой латунированной проволоки разных диаметров исследованные на РЭМ, при увеличении 2000 крат, анализ которых показывает следующее.

В исходном состоянии (после патентирования и латунирования) микроструктура образцов проволоки диаметром 1,75 мм представляет собой дисперсную пластинчатую структуру (сорбит). Размер и форма перлитных колоний не отличаются по сечению образца и состоят из параллельных пластин цементита и феррита. У поверхности наблюдаются прожилки феррита, редко в форме игл видманштетта. Межпластинчатое расстояние ферритных и цементитных пластин исходного образца составляет  $\Delta = 0,08$  мкм.

Образцы проволоки № 2 и 3 (диаметр 1,73 и 1,574 мм соответственно) характеризуются некоторым уменьшением межпластинчатого расстояния в колониях, которые благоприятно ориентированы по направлению волочения. Межпластинчатое расстояние уменьшается до  $\Delta = 0,07$  мкм. В микроструктуре образца № 3 (относительная степень деформации составляет 19,1%) заметно некоторое изменение морфологии цементита. На данной стадии деформации пластины цементита приобретают волнообразную форму. При этом форма и размер перлитных колоний остаются неизменными по сечению.

На образце № 4, при относительной степени деформации 42,7%, по всему сечению колонии перлита вытягиваются вдоль направления волочения, более интенсивное образование волокнистой структуры характерно для поверхностного слоя. В колониях перлита, ориентированных преимущественно вдоль оси волочения, происходит уменьшение межпластинчатого расстояния до  $\Delta = 0,06$  мкм, а в колониях, пластины которых ориентированы нормально к оси волочения, они изгибаются и приобретают волнообразную форму (рис. 2).

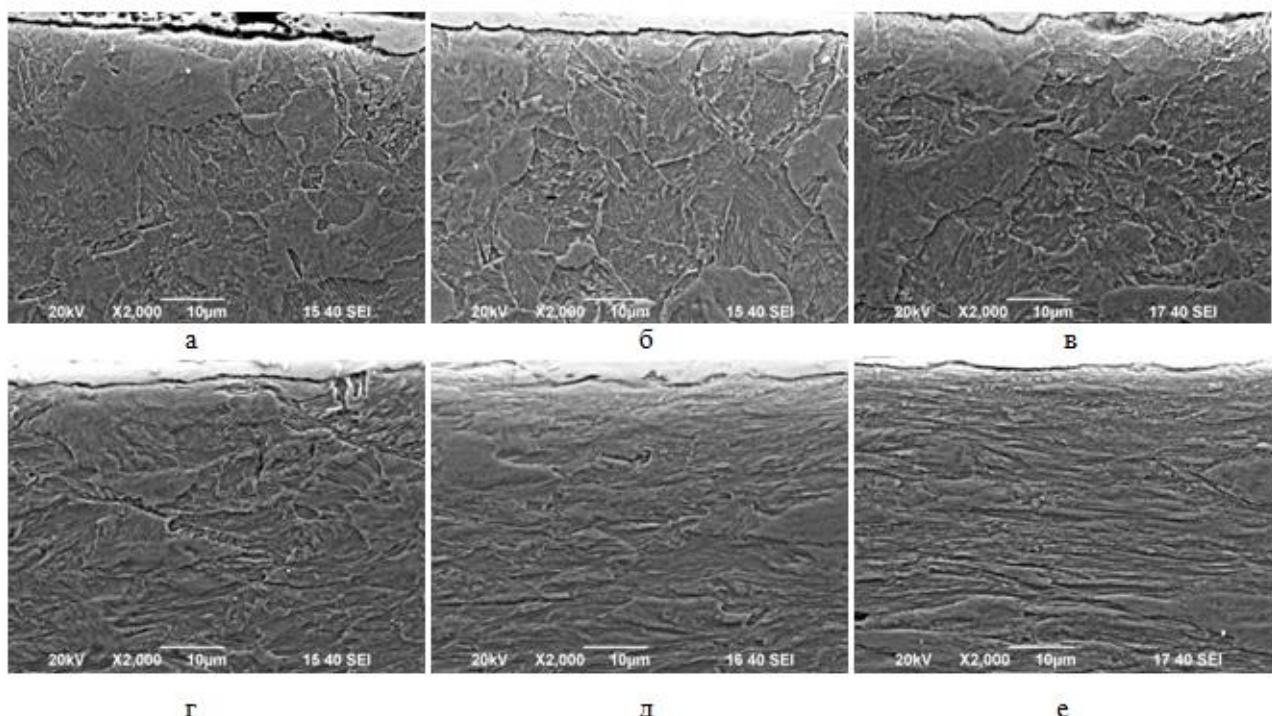


Рис. 1. Микроструктуры образцов (продольное сечение), поверхность: а – №1, диаметр 1,75 мм (относительная степень деформации –  $\varepsilon = 0$ , патентированная проволочная заготовка); б – №2, диаметр 1,73 мм ( $\varepsilon = 2,3\%$ ); в – №3, диаметр 1,574 мм ( $\varepsilon = 19,1\%$ ); г – №4, диаметр 1,325 мм ( $\varepsilon = 42,7\%$ ); д – №5, диаметр 1,113 мм ( $\varepsilon = 59,6\%$ ); е – №6, диаметр 0,933 мм ( $\varepsilon = 71,6\%$ ). РЭМ

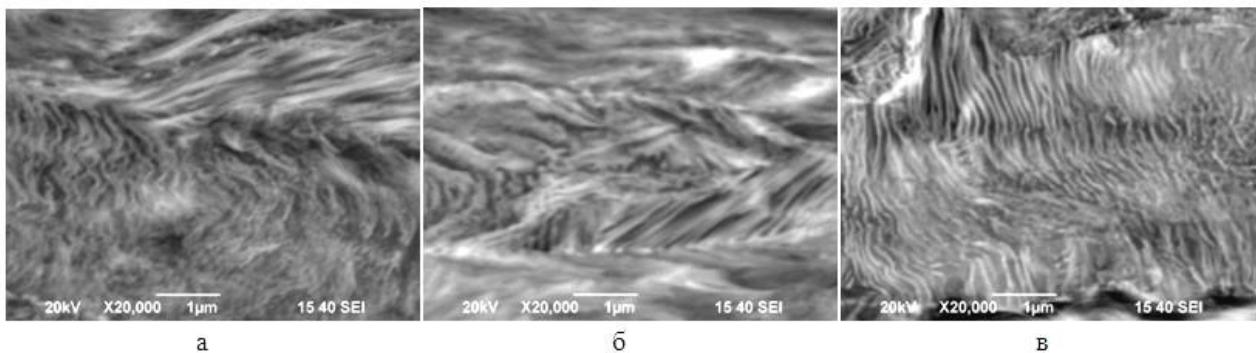


Рис. 2. Микроструктура образца № 4,  $\times 20000$ : а – поверхность; б – 0,5г; в – центр

На образцах проволоки № 5 и 6 (диаметр 1,113 мм,  $\varepsilon = 59,6\%$ , 0,933 мм и 71,6% соответственно) колонии перлита вытягиваются преимущественно вдоль направления волочения в большей степени и приобретают форму волокон. В колониях, пластины которых ориентированы вдоль оси волочения, межпластиначатое расстояние уменьшается. В колониях, ориентированных нормально по направлению деформации, пластины изгибаются в большей мере. На данных этапах деформации колонии перлита фрагментируются. Кроме того, на образце № 6 в поверхностном слое можно наблюдать участки структуры, где течение металла подобно турбулентному течению жидкости (рис. 3).

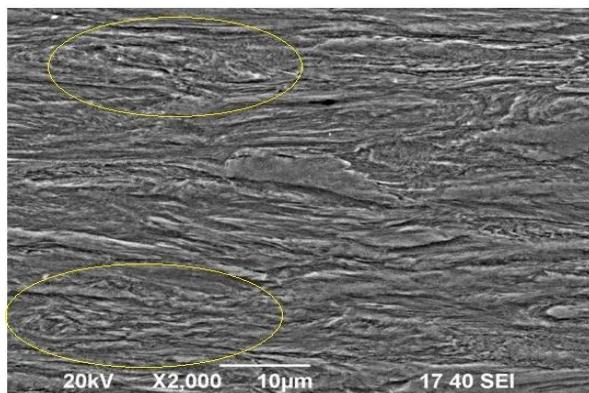


Рис. 3. Микроструктура образца № 6 (поверхность), выделены участки структуры, где течение металла подобно турбулентному течению жидкости, РЭМ

Данное явление также можно наблюдать в некоторых участках образцов, где есть неметаллические включения (рис. 4). При этом пластины перлитных колоний изгибаются и возникают локальные зоны концентрации напряжений, а также участки с развитием неоднородной деформации.

Таким образом, исследование изменения микроструктуры тонкой проволоки при деформационном воздействии позволяет установить, что колонии, которые ориентированы вдоль направления

волочения, деформируются с уменьшением межпластиначатого расстояния, при этом параллельность пластин сохраняется. В колониях, которые ориентированы нормально или под большим углом к оси волочения, пластинчатая форма цементита трансформируется в волнообразную форму, пластины изгибаются и разрушаются, разделяясь на фрагменты. Изменение формы и размера перлитной колонии можно наблюдать, начиная с образца диаметром 1,325 мм (обр. № 4,  $\varepsilon = 42,7\%$ , см. рис. 2), на данном этапе деформации колонии вытягиваются, образуя волокна. При больших степенях деформации в структуре можно наблюдать участки вихреобразного течения металла, подобно течению жидкости.

Видимо, формирование сложного напряженно-деформированного состояния в поверхностных слоях тонкой проволоки можно описать следующей схемой: наряду с главными нормальными напряжениями в этих слоях преобладают дополнительные сдвиговые напряжения, которые приводят к возникновению частичной ротационной пластической деформации – деформации кручения, что приводит к увеличению микротвердости поверхности проволоки. При дальнейшем накоплении энергии деформации и турбулизации поверхностной деформации при уменьшении диаметра проволоки возможно определение уровня предельной деформируемости металла до его разрушения вследствие наклена.

Изменение микроструктуры проволоки приводит к изменению ее прочностных свойств. Для исследования зависимости механических свойств от степени деформации тонкой проволоки\* определили микротвердость металла по Мартенсу [24] на образце №5 (диаметр 1,113 мм) в радиальном направлении от поверхности к центру с шагом 5 мкм с максимальной нагрузкой 10 мН.

\* Исследование выполнено в условиях коллективного исследовательского центра НИИ «Наносталей» «МГТУ им. Г.И. Носова».

На рис. 5 показано распределение микротвёрдости по Мартенсу, выполненное для двадцати измерений на общую глубину 0,01 мм.

Как видно из представленного распределения твёрдости по сечению проволоки диаметром 1,113 мм, в радиальном направлении на поверхности чётко идентифицирован слой повышенной твёрдости глубиной порядка 25 мкм. Увеличение твёрдости позволяет считать, что степень деформации в данном слое значительно выше, чем в остальной части сечения образца. Пониженное единичное значение твёрдости на поверхности образца связано, вероятно, с наличием слоя латуни.

Определенный интерес представляет исследование тонкой микроструктуры проволоки при помощи ПЭМ. Электронно-микроскопическое исследование структуры катанки диаметром 5,5 мм и проволоки диаметром 4,2 мм с применением ПЭМ (рис. 6) показало, что структура в исходном горячекатаном состоянии по сечению однородная и

представляет собой ферритокарбидную смесь (перлит) с максимальным межпластиначатым расстоянием порядка 0,2 мкм. В структуре присутствует небольшое количество свободного феррита. При исследовании микроструктуры поверхностных слоев катанки диаметром 5,5 мм на ПЭМ в ферритной составляющей наблюдается повышенная плотность дислокаций (рис. 6, а), которые соединяют цементитные пластины. На темнопольном изображении в рефлексе цементита (рис. 6, б) видно, что участки однородного контраста цементита недостаточно протяженные, что свидетельствует о несовершенном строении цементитных пластин. На рис. 6, в показана перлитная колония, в которой начался процесс растворения цементитных пластин за счет выхода углерода на дислокации.

В осевой зоне катанки диаметром 5,5 мм наблюдаются участки дефектного блочного феррита и участки хрупко разрушенных цементитных пластин перлита (рис. 7 а, б).

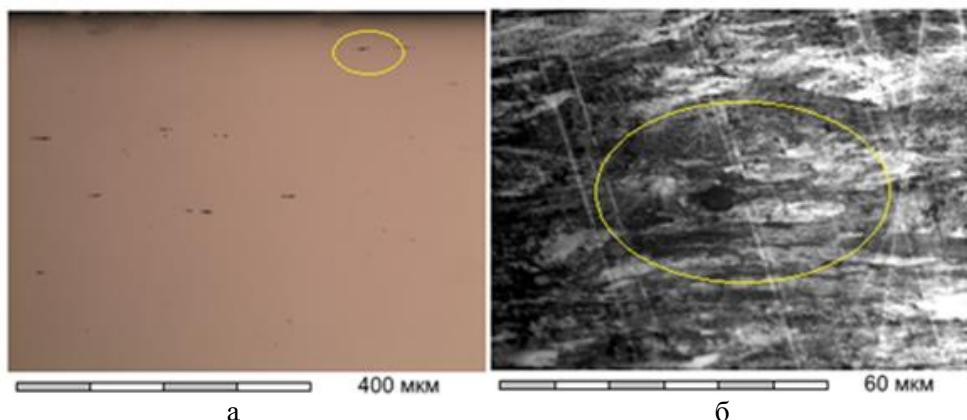


Рис. 4. Образец № 6 (продольное сечение): а – неметаллические включения (нетравленый шлиф)  $\times 200$ ; б – силикат недеформирующийся,  $\times 1500$

Твердость  
по Мартенсу

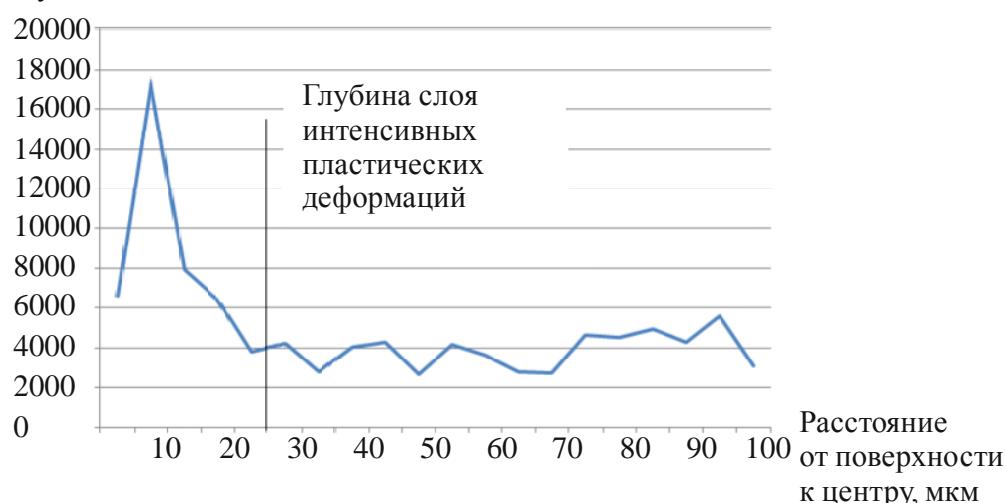


Рис. 5. Распределение микротвёрдости по Мартенсу на образце холоднодеформированной проволоки диаметром 1,113 мм в радиальном направлении от поверхности к центру

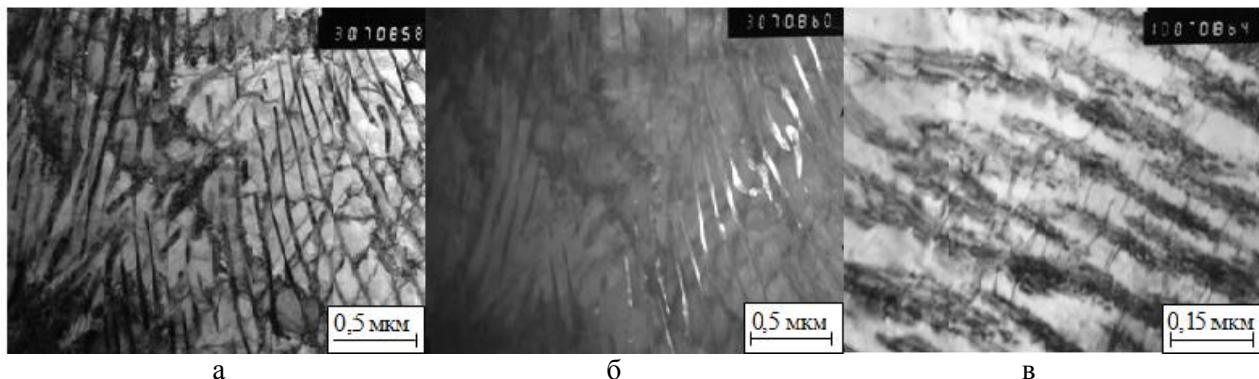


Рис. 6. Структура катанки диаметром 5,5 мм (поверхность): а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе цементита; в – светлопольное изображение

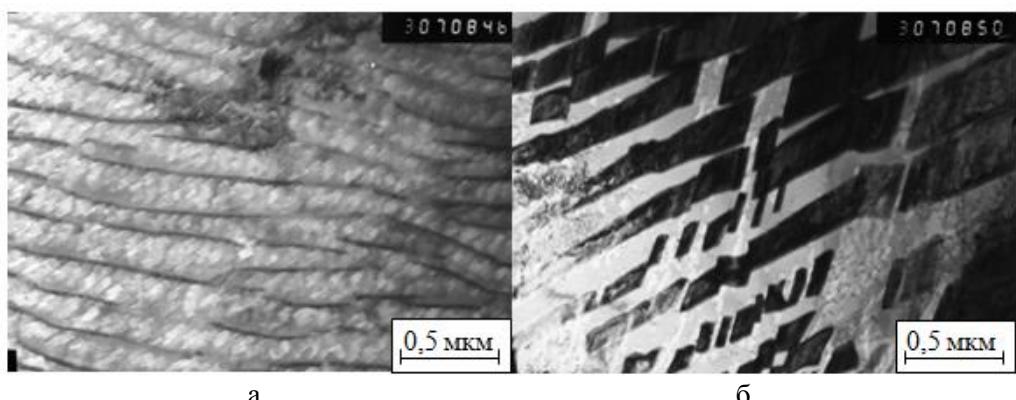


Рис. 7. Структура катанки диаметром 5,5 мм (центр): а – светлопольное изображение, блочный феррит; б – участок с разрушенными цементитовыми пластинами

На **рис. 8** представлены структуры образцов проволоки диаметром 4,2 мм – поверхность. Структура однородная и представляет собой тонкопластинчатый перлит. Пластины цементита изгибаются, теряя свою параллельность. При деформации наблюдается смещение и фрагментация цементитных пластин. Этот эффект связан с движением дислокаций. В ферритной составляющей происходит формирование ячеистой дислокационной субструктурой (**рис. 8, а**). Электроннограмма имеет кольцевой характер (**рис. 8, б**).

В центральной части образцов (диаметр 4,2 мм) пластины цементита и феррита, которые имеют волнообразный характер, образуют S-образные полосы сброса (**рис. 9, а**), которые являются зонами локализации пластической деформации в структуре пластинчатого гетерогенного материала. Процесс деформации, локализованной в узких микрообъемах, по мере роста напряжений идет до исчерпания запаса пластичности этих зон. На определенной стадии деформации в полосах сброса образуются субмикротрещины, которые могут инициировать разрушение прилегающих объемов материала [25]. На данном этапе деформации происходит растворение цементитных пластин (**рис. 9, б**). Также в

структуре центральной части проволоки после деформации наблюдаются участки полностью разрушенного перлита (**рис. 9, в**) и практическая кольцевая дифракция.

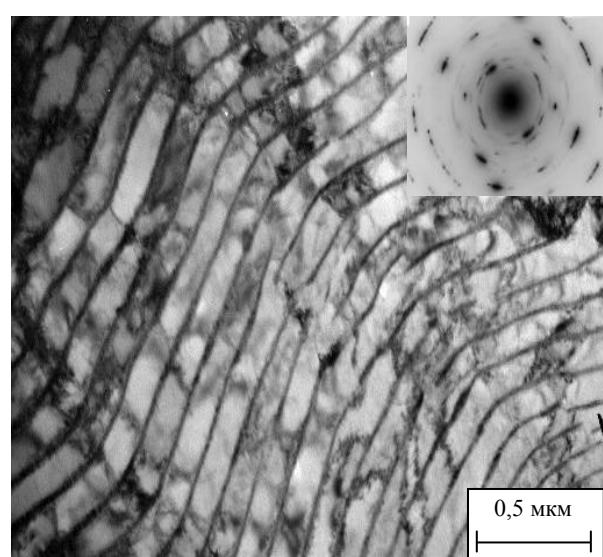


Рис. 8. Структура проволоки диаметром 4,2 мм (поверхность), светлопольное изображение, электроннограмма

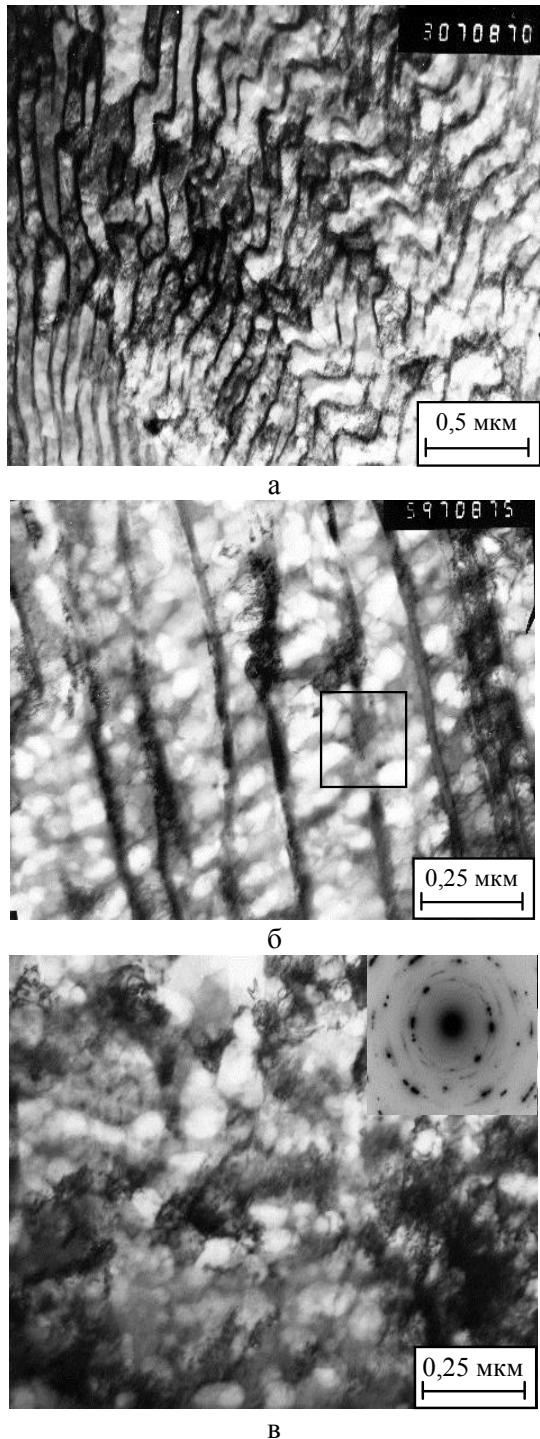


Рис. 9. Структура проволоки диаметром 4,2 мм (центр): а – S-образные полосы сброса; б – темнопольное изображение в рефлексе цементита, выделен участок, где цементит растворился; в – полностью разрушенный перлит, практически кольцевая дифракция от разрушенного перлита

### Заключение

Установлено исследованиями посредством РЭМ при увеличениях  $\times 2000$ ,  $5000$  и  $20000$ , что в поверхностных слоях проволоки при волочении,

в условиях сдвиговой неустойчивости, возникает локализация деформации, при этом механизм деформации данного поверхностного слоя подобен течению жидкости в виде турбулентного захвата структурного строения проволоки. Такие участки наблюдаются на некоторой глубине от поверхности – до 25 мкм и протяженность этого слоя составляет примерно ту же величину. При дальнейшем накоплении энергии деформации и изменении характера поверхностной деформации при уменьшении диаметра проволоки возможно определение уровня предельной деформируемости металла до его разрушения вследствие наклепа.

Показано, что изменение структуры сорбита после патентирования и латунирования тонкой проволоки с увеличением степени деформации приводит к следующим особенностям:

- колонии, которые ориентированы вдоль направления волочения, деформируются с уменьшением межпластиначатого расстояния, при этом параллельность пластин сохраняется; в колониях, которые ориентированы нормально или под большим углом к оси волочения, пластинчатая форма цементита трансформируется в волнообразную форму, пластины изгибаются и разрушаются, разделяясь на фрагменты;

- в поверхностных слоях тонкой проволоки наряду с главными напряжениями возникают дополнительные сдвиговые напряжения и деформации, приводящие, возможно, к ротационной моде деформации, что и увеличивает микротвердость поверхности проволоки.

Вышеуказанная динамика изменения структуры при увеличении степени деформации подтверждается проведением измерения микротвердости. Из представленного распределения твердости по сечению проволоки диаметром 1,113 мм в радиальном направлении на поверхности четко идентифицированы участки повышенной твердости глубиной порядка 25 мкм. Увеличение твердости позволяет считать, что степень деформации в данных поверхностных участках значительно выше, чем в остальной части сечения образца.

ЭМИ на РЭМ позволяют отметить несколько особенностей структуры катанки и проволоки, а именно:

- строение цементитных пластин недостаточно совершенное, о чем свидетельствуют темнопольные изображения в рефлексе цементита;

- в центральной части образцов наблюдаются участки дефектного блочного феррита;

- в структуре происходит хрупкое разрушение цементитных пластин;

– при дальнейшей деформации катанки проходит образование S – образных полос сброса, которые являются зонами локализации пластической деформации в структуре пластинчатого материала. На определенной стадии деформации в полосах сброса возможно образование субмикротрещин, которые могут инициировать разрушение прилегающих объемов материала.

### Список литературы

1. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 448 с.
2. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Ч. 2. М.: Машиностроение, 1974. 368 с.
3. Кулеша В.А. Производство микропроволоки. Магнитогорск: МГТУ, 1999. 114 с.
4. Терских С.А., Покачалов В.В., Терских Д.С. Особенности изготовления арматурной проволоки из сорбитизированной катанки с учётом проявления масштабного эффекта // Обработка сплошных и слоистых материалов: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. проф. М.В. Чукина. Магнитогорск: МГТУ, 2008. С. 68–73.
5. Kazuki Hosoda. Effect of die semi-angle and multi-pass drawing on additional shear layer / Kazuki Hosoda, Motoo Asakawa, Satoshi Kajino, Y. Maeda // Wire Journal. 2008. November. P. 68–73.
6. Столяров А.Ю., Харитонов В.А. Определение глубины слоя дополнительной сдвиговой деформации при волочении тонкой проволоки // Сталь. 2012. №12. С. 45–47.
7. Griffiths B.J. Mechanisms of White Layer Generation With Reference to Machining and Deformation Processes / B.J. Griffiths // Transactions of the ASME. 1987. 530/Vol. 109. P. 525–530.
8. Износ в парах трения как задача физической мезомеханики / Панин В.Е., А.В. Колубаев, А.И. Слосман и др. // Физическая мезомеханика. Т. 3. № 1. 2000. С. 67–74.
9. Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е. Сдвиговая неустойчивость в подповерхностном слое материала при трении // Физика твёрдого тела. Т. 53. Вып. 2. 2011. С. 336–340.
10. Scale-dependent subsurface deformation of metallic materials in sliding / A. Kolubaev, S. Tarasov, O. Sizova, E. Kolubaev // Tribology International. Vol. 43. 2010. P. 695–699.
11. Гольдштейн Р.В., Александров С.Е. Подход к предсказанию формирования микроструктуры материала вблизи поверхностей трения при развитых пластических деформациях // Физическая мезомеханика. Т. 17. №5. 2014. С. 15–20.
12. Alexandrov S., Mustafa Y. Singular solutions in viscoplasticity under plane strain conditions // Meccanica. 2013. Vol. 48. P. 2203–2208.
13. Generation of a Fine Grain Layer in the Vicinity of Frictional Interfaces in Direct Extrusion of AZ31 Alloy / Sergei Ale- xandrov, Yeau-Ren Jeng, Yeong-Maw Hwang // Transactions of the ASME. 2015. Vol. 137 (Oct). P. 121003-1-9.
14. A numerical method for determining the strain rate intensity factor under plane strain conditions / Sergei Alexandrov, S.Y. Kuo, Y.R. Jeng // Continuum Mech. Thermodyn. 2016. 28. P. 977–992.
15. Microstructure Evolution of Friction Boundary Layer During Extrusion of AA 6060 / V. Sanabria, S. Mueller, W. Reimers // Procedia Eng. 81. 2014. P. 586–591.
16. Разработка технологии производства чистой по неметаллическим включениям стали в комплексе «дуговая печь - установка ковш-печь – сортовая МНЛЗ» / Р.В. Старов, В.В. Парусов, А.М. Нестеренко, А.Б. Сычков, И.В. Деревянченко, А.В. Кутаков // МНТК. Производство стали в XXI веке. Прогноз, процессы, технология, экология. Киев: Днепродзержинск, 2000. С. 167–168.
17. Изменение химического состава неметаллических включений на всех этапах производства стали / Р.В. Старов, И.В. Деревянченко, В.В. Парусов, А.Б. Сычков, С.Ю. Жукова, Д.Н. Тогобицкая // Сталь. 2005. № 1. С. 79–82.
18. Губенко С.И. Трансформация НВ в стали. М.: Металлургия, 1991. 225 с.
19. Губенко С.И. Физика разрушения сталей вблизи неметаллических включений. Днепропетровск: НМетАУ: ИЦ «Системные технологии», 2014. 301 с.
20. Структурообразование в поверхностном слое деформированных металлов / А.Б. Сычков, А.Ю. Столяров, С.О. Малашкин, Г.Я. Камалова // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: материалы 74 МНТК. Т. 1. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2016. С. 109–112.
21. Особенности структурообразования в тонкой проволоке / А.Б. Сычков, А.Ю. Столяров, Г.Я. Камалова, Ю.Ю. Ефимова, А.Е. Гулин, В.Н. Селиванов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2017. Т. 15. № 2. С. 75–84. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2017-15-2-75-84>.
22. Парусов В.В., Сычков А.Б., Парусов Э.В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки. Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2012. 376 с.
23. Металлургические и металловедческие аспекты производства высокоуглеродистой катанки / А.Б. Сычков, М.А. Жигарев, А.Ю. Столяров, М.А. Шекшеев, С.Ю. Жукова, С.О. Малашкин. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. 257 с.
24. ISO 14577. Материалы металлические. Определение твердости и других параметров материалов инструментальным методом вдавливания.
25. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: ВО «Наука»: Сибирская издательская фирма, 1993. 280 с.

Поступила 07.09.17.  
Принята в печать 16.10.17.

## INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

<https://doi.org/10.18503/1995-2732-2017-15-4-55-64>

## STUDY OF THE STRUCTURE OF FINE STEEL WIRE BY ELECTRON MICROSCOPY

**Aleksandr B. Sychkov** – D.Sc. (Eng.), Associate Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: absychkov@mail.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-0886-1601>

**Aleksey Yu. Stolyarov** – Ph.D. (Eng.), Chief Process Engineer  
Spetsialnye Tekhnologii LLC, Magnitogorsk, Russia.

**Gyuzel' Ya. Kamalova** – Postgraduate Student

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: 174kamalova@mail.ru.

**Yuliya Yu. Efimova** – Ph.D. (Eng.), Associate Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

**Lada Yu. Egorova** – Ph.D. (Eng.), Senior Research Fellow at the Institute  
Metal Physics of the Russian Academy of Sciences. Email: egorova@imp.uran.ru

**Aleksandr E. Gulin** – Ph.D. (Eng.), Senior Lecturer

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

**Angelina A. Stepanova** – Ph.D. (Eng.), Lead Development Engineer

Magnitogorsk Iron and Steel Works PJSC, Science and Technology Centre, Magnitogorsk, Russia.

### Abstract

**Relevance:** This article examines an important problem of the surface layer structure in fine cold-drawn wire and of how it forms as the strain changes with the changing diameter of the wire. The study was performed using electron microscopy. **Objectives:** This research aims to look at the surface layer microstructure in 5.5mm wire rod and 4.2-0.933 mm wire and define the patterns of the forming microstructure. The authors also aim to determine how the structure forming process can be controlled across the wire section to ensure the best combination of mechanical and performance properties.

**Methods Applied:** The following materials were used for the purposes of the study: 5.5mm wire rod, 4.2mm wire and fine brass plated wire of the following diameters: 1.75mm; 1.73mm; 1.574mm; 1.325mm; 1.113mm; 0.933mm. All the materials are of the commercial steel grade 70. The study was conducted with the help of the transmission and scanning electron microscopy (TEM and SEM) equipment and a microhardness tester made in Japan. **Findings:** As a result of the study, a number of sub-surface areas were identified with a presumably turbulent structure, which can be attributed to the shear stresses present in those areas. Such shear stresses, together with the principal shear stresses, form an additional rotational deformation mode. The authors were able to determine the occurrence depth and the radius of such abnormal areas. The authors demonstrate that as the cold strain increases, both the material and the surface areas become harder. This trend is confirmed by how the microhardness changes depending on the degree of strain during a drawing operation. Thus, at lower strains an inconsistent microhardness distribution can be observed in the radial direction. However, as the strain increases, there is clearly observed a microhardness pattern with microhardness being the highest in the surface areas with

the abnormal structure. This can be explained by the fact that when in fine wire drawing the strain rate tends to be higher at the surface than in the wire. As the strain rate rises, the hardness growth rate becomes more intense. The authors looked at how the dislocation structure changes under strain. The structural patterns of the pearlite colonies in high-carbon steel were identified. The knowledge gained can be used to determine maximum deformability of wire rod and wire in a drawing operation while also defining a combination of structural and qualitative characteristics of the fine wire.

**Keywords:** Cold strain, fine wire, shear strain, perturbed surface areas, strength, microhardness, dislocation structure, SEM, TEM.

### References

1. Perlin I.L., Ermanok M.Z. The theory of drawing. Moscow: Metallurgiya, 1971, 448 p. (In Russ.)
2. Fridman Ya.B. Mechanical properties of metals. Part 2. Moscow: Mashinostroenie, 1974, 368 p. (In Russ.)
3. Kulesha V.A. Production of flywire. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University, 1999, 114 p. (In Russ.)
4. Terskikh S.A., Pokachalov V.V., Terskikh D.S. Manufacturing reinforcing wire out of sorbitized wire rod allowing for the scale effect. *Obrabotka sploshnykh i sloistykh materialov* [Treatment of solid and composite materials: University research papers]. Ed. by prof. M.V. Chukin. Magnitogorsk: NMSTU, 2008, pp. 68–73. (In Russ.)
5. Kazuki Hosoda, Motoo Asakawa, Satoshi Kajino, Y. Maeda Effect of die semi-angle and multi-pass drawing on additional shear layer. *Wire Journal*. 2008, November, pp. 68–73.
6. Stolyarov A.Yu., Kharitonov V.A. Determining the depth of the additional shear strain layer when drawing fine wire. *Stal' [Steel]*. 2012, no. 12, pp. 45–47. (In Russ.)
7. Griffiths B.J. Mechanisms of White Layer Generation With Reference to Machining and Deformation Processes. *Transac-*

tions of the ASME. 1987, 530. vol. 109, pp. 525–530.

- 8. Panin V.E., Kolubaev A.V., Slosman A.I. et al. Wear in friction pairs as a problem of physical mesomechanics. *Fizicheskaya mezomehanika* [Physical mesomechanics]. 2000, vol. 3, no. 1, pp. 67–74.
- 9. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E. Shear instability in the subsurface layer caused by friction. *Fizika tverdogo tela* [Solid-State Physics]. 2011, vol. 53, iss. 2, pp. 336–340. (In Russ.)
- 10. Kolubaev A., Tarasov S., Sizova O., Kolubaev E. Scale-dependent subsurface deformation of metallic materials in sliding. *Mezhdunarodnaya tribologiya* [Tribology International]. 2010, vol. 43, pp. 695–699.
- 11. Goldstein R.V., Alexandrov S.E. An approach to predicting the microstructure of the material in the vicinity of frictional interfaces under developed plastic strain conditions. *Fizicheskaya mezomehanika* [Physical mesomechanics]. 2014, vol. 17, no. 5, pp. 15–20. (In Russ.)
- 12. Alexandrov S., Mustafa Y. Singular solutions in viscoplasticity under plane strain conditions. *Meccanica*. 2013, vol. 48, pp. 2203–2208.
- 13. Alexandrov S., Jeng Yeau-Ren, Hwang Yeong-Maw. Generation of a Fine Grain Layer in the Vicinity of Frictional Interfaces in Direct Extrusion of AZ31 Alloy. *Transactions of the ASME*. 2015, vol. 137 (Oct), pp. 121003-1-9.
- 14. Alexandrov S., Kuo S.Y., Jeng Y.R. A numerical method for determining the strain rate intensity factor under plane strain conditions. *Continuum Mech. Thermodyn.* 2016, 28, pp. 977–992.
- 15. Sanabria V., Mueller S., Reimers W. Microstructure Evolution of Friction Boundary Layer During Extrusion of AA 6060. 2014, *Procedia Eng.* 81 (2014), pp. 586–591.
- 16. Starov R.V., Parusov V.V., Nesterenko A.M., Sychkov A.B., Derevyanchenko I.V., Kutakov A.V. Developing a process for the production of steel free from non-metallic inclusions using the complex 'Arc Furnace - Ladle Furnace - Billet Caster'. Steel production in the 21<sup>st</sup> century. Forecast, processes, technology, environment. Kiev-Dneprodzerzhinsk, 2000, pp. 167–168.
- 17. Starov R.V., Derevyanchenko I.V., Parusov V.V., Sychkov A.B., Zhukova S.Yu., Togobitskaya D.N. Changing chemical composition of non-metallic inclusions at all stages of steel production. *Stal'* [Steel]. 2005, no. 1, pp. 79–82. (In Russ.)
- 18. Gubenko S.I. Transformation of non-metallic inclusions in steel. Moscow: Metallurgiya, 1991, 225 p. (In Russ.)
- 19. Gubenko S.I. The physics of the steel destruction in the vicinity of nonmetallic inclusions. Dnepropetrovsk: National Metallurgical Academy of Ukraine. Systemnye Tekhnologii Information Centre, 2014, 301 p.
- 20. Sychkov A.B., Stolyarov A.Yu., Malashkin S.O., Kamalova G.Ya. Structurization in the surface layer of deformed metals. *Aktualnye problemy sovremennoy nauki, tekhniki i obrazovaniya. Materialy 74 MNTK. T. 1* [Important problems of modern science, technology and education. Proceedings of the 74<sup>th</sup> International Science and Technology Conference. Vol. 1]. Magnitogorsk: Publishing House of NMSTU, 2016, pp. 109–112. (In Russ.)
- 21. Sychkov A.B., Stolyarov A.Yu., Kamalova G.Ya., Efimova Yu.Yu., Gulin A.E., Selivanov V.N. Structure formation in thin wires. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2017, vol. 15, no. 2, pp. 75–84. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2017-15-2-75-84>. (In Russ.)
- 22. Parusov V.V., Sychkov A.B., Parusov E.V. *Teoreticheskie i tekhnologicheskie osnovy proizvodstva vysokoeffektivnykh vidov katanki* [The theoretical and technological basis of the production of high-efficiency wire rods]. Dnepropetrovsk: ART-PRESS, 2012, 376 p.
- 23. Sychkov A.B., Zhigarev M.A., Stolyarov A.Yu., Shek-sheev M.A., Zhukova S.Yu., Malashkin S.O. *Metallurgicheskie i metallovedcheskie aspekty proizvodstva vysokouglерodistoy katanki* [Metallurgical and physicometallurgical aspects of the production of high-carbon wire rod]. Magnitogorsk: Publishing House of Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2014, 257 p. (In Russ.)
- 24. ISO 14577. Metallic materials. Determination of hardness and other parameters of materials using indentors. (In Russ.)
- 25. Tushinsky L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. The pearlite structure and the structural strength of steel. Novosibirsk: Nauka. Siberian Publishing Company, 1993, 280 p. (In Russ.)

Received 07/09/17

Accepted 16/10/17

---

**Образец для цитирования**

Электронно-микроскопическое исследование структурообразования в тонкой проволоке / Сычков А.Б., Столяров А.Ю., Камалова Г.Я., Ефимова Ю.Ю., Егорова Л.Ю., Гулин А.Е., Степанова А.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2017. Т.15. №4. С. 55–64. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2017-15-4-55-64>

**For citation**

Sychkov A.B., Stolyarov A.Yu., Kamalova G.Ya., Efimova Yu.Yu., Egorova L.Yu., Gulin A.E., Stepanova A.A. Study of the structure of fine steel wire by electron microscopy. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2017, vol. 15, no. 4, pp. 55–64. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2017-15-4-55-64>

---