

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ТОНКОЙ ПРОВОЛОКЕ

Сычков А.Б.¹, Столяров А.Ю.², Камалова Г.Я.¹, Ефимова Ю.Ю.¹, Гулин А.Е.¹, Селиванов В.Н.¹

¹ Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

² ООО «Специальные технологии», Магнитогорск, Россия

Аннотация

Актуальность: в статье рассмотрена научно-технологическая задача по особенностям образования структуры поверхностных слоев тонкой холоднодеформированной проволоки вследствие изменения характера деформации при изменении ее диаметра. **Цель:** исследования особенностей формирования микроструктуры в поверхностных слоях тонкой проволоки 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 тонкую латунированную проволоку диаметрами 1,75; 1,73; 1,574; 1,325; 1,113; 0,933 мм из стали марки 80 промышленного производства. Исследование проводилось с применением растрового электронного микроскопа (РЭМ) фирмы JEOL при увеличениях 2000, 5000 и 20000, измерение микротвердости проводили на микротвердомере DUN – 211S SHIMADZU. **Результаты исследования:** выявлена приповерхностная зона с наличием 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 такого аномального слоя. Показано, что с увеличением степени холодной деформации возрастает степень как общего упрочнения металла, так и турбулизации поверхностного слоя. 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 турбулизированной 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. Новые 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 малых диаметров, сдвиговая деформация, поверхностный турбулизированный слой, прочностные свойства, микротвердость, РЭМ.

Исследование на РЭМ, испытание микротвердости выполнены в условиях коллективного исследовательского центра МГТУ им. Г.И. Носова, НИИ «Наносталей».

Введение

Известно, что при уменьшении диаметра проволоки площадь её удельной поверхности увеличивается пропорционально квадрату отношения диаметров. По этой причине доля влияния поверхностных физических явлений в очаге деформации для тонкой проволоки значительно возрастает по сравнению с объёмными. В теории волочения это объясняется «масштабным фактором». Влияние масштабного фактора объясняется увеличением прочности тонкой проволоки за счёт уменьшения в объёме металла структурных факторов, снижающих прочность. Это явление можно пояснить также различием условий термической обработки, отвода тепла от проволоки при волочении, разно-

стью свойств по сечению для проволоки разного диаметра. Практикой волочения также установлено, что проволока тонких диаметров помимо отмеченного повышения прочности, в большей степени, чем проволока больших диаметров, сохраняет пластические свойства [1–4].

Авторами работ [5, 6] показано, что одним из проявлений масштабного фактора можно считать наличие поверхностного слоя глубиной порядка 20–40 мкм, сформированного дополнительными сдвиговыми деформациями при волочении проволоки. Особенно значимо влияние слоя дополнительных сдвиговых деформаций при волочении тонкой латунированной проволоки под металлокорд или проволоки SAW (для резки кремниевых пластин), когда при диаметре проволоки 0,10–0,30 мм этот слой может занимать довольно большую часть очага деформации.

В работе [7] приводятся три основные причины возникновения «масштабного» 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.

При волочении наиболее значимый вклад, вероятно, вносит механизм пластического течения, поскольку при нормальных условиях процесса волочения (наличия достаточного слоя смазочного материала, охлаждения проволоки и инструмента) влияние механизма нагрева и закалки, а также механизма поверхностной реакции менее значимо. Как уже отмечалось, на сегодняшний день нет единой теории, объясняющей возникновение поверхностного слоя и его структурного состояния при процессах обработки металлов давлением, в частности волочении. Так, в работе [8] проанализирована модель течения материала на поверхности пар трения и отмечается, что «с точки зрения классической механики сплошной среды нет никаких оснований считать, что поверхностный слой существует». По этой причине износ в парах трения и, в частности, модель деформации при изнашивании авторы рассматривают как задачу физической мезомеханики. В более поздних работах сдвиговая неустойчивость в подповерхностном слое материала рассматривается с позиций гидродинамики [9], при этом методами декорреляции лазерных спеклов, оптической и электронной микроскопии анализируется фрагментация поверхностных слоёв износа в трибологических парах [10].

В работе [11, 12] подход к предсказанию формирования микроструктуры поверхностного слоя материала вблизи поверхности трения при процессах обработки металлов давлением основан на использовании коэффициента интенсивности скорости деформации, который контролирует толщину слоя интенсивной пластической деформации. В работах [13, 14] приводятся теоретические и экспериментальные данные по зависимости толщины слоя интенсивной пластической деформации от параметров процесса холодной экструзии магниевого сплава, а в работе [15] – горячей экструзии алюминиевого сплава. В обоих случаях авторами отмечен слой деформированных зёрен, генерируемый на контакте материал-инструмент.

Вышеупомянутые теоретические предпосылки тесно связаны с исследованиями микроструктуры деформируемого материала и, в частности, тонкого поверхностного слоя. Поэтому в насто-

ящей работе проведены исследования особенностей формирования микроструктуры в поверхностных слоях тонкой проволоки.

Материал и методы исследования

В качестве материала исследования применяли тонкую латунированную проволоку диаметрами 1,75, 1,73; 1,574; 1,325; 1,113; 0,933 мм из стали марки 80 промышленного производства, предназначенную для производства бортовой проволоки и металлокорда. Исходной заготовкой для производства тонкой проволоки являлся горячекатаный прокат (катанка) диаметром 5,5 мм из стали марки 80 производства ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ММК). Современные требования к катанке для производства бортовой проволоки и металлокорда приведены в работах [16–23].

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 проволоочной заготовки; чистовое волочение в проволоку диаметром 0,35–0,15 мм; свивка прядей и кордовых конструкций.

Подготовка исследуемых образцов проводилась на линии пробоподготовки фирмы Struers (Дания): отрезной станок – Discotom-60, автоматический пресс для горячей запрессовки образцов – CitoPress-1, шлифовально-полировальный станок – Tegramin-30.

Исследование микроструктур проводили на растровом электронном микроскопе японской фирмы JEOL. 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 расстояние определяли при помощи системы автоматизированного анализа изображений SIAMSPHOTOlab. Микроиндентирование латунированной тонкой проволоки проводили на микротвердометре DUN – 211S SHIMADZU (Dynamic ultra microhardness tester) (Япония) при комнатной температуре с нагрузкой 200–210 мН.

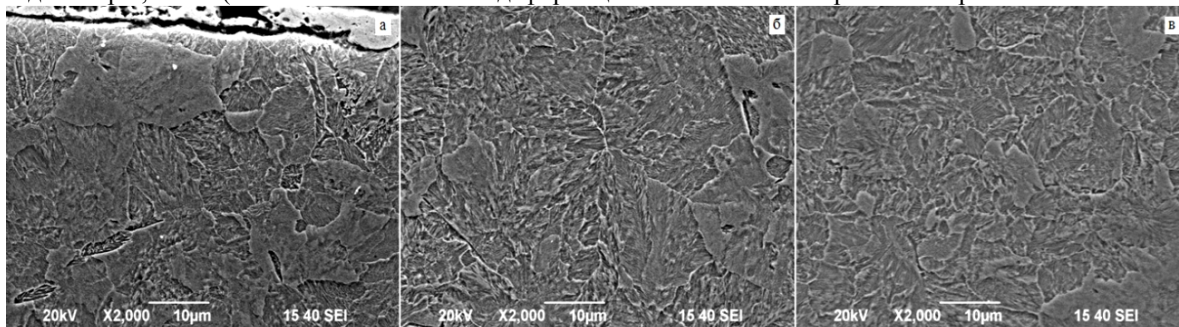
Исследование, результаты, обсуждение**Структурообразование в поверхностных слоях тонкой проволоки**

На рис. 1 представлены микроструктуры, исследованные на РЭМ, тонкой латунированной проволоки разных диаметров в различных участках по радиусу при увеличении 2000 крат.

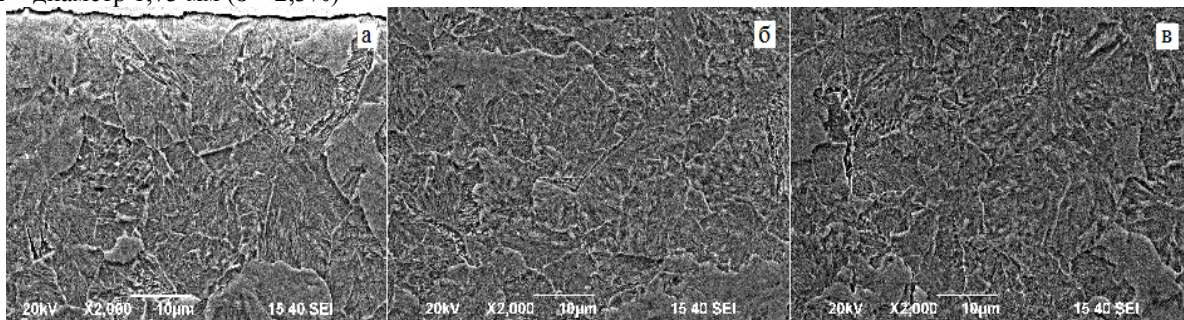
Анализ данных, представленных на рис. 1, показывает следующее. В исходном состоянии

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

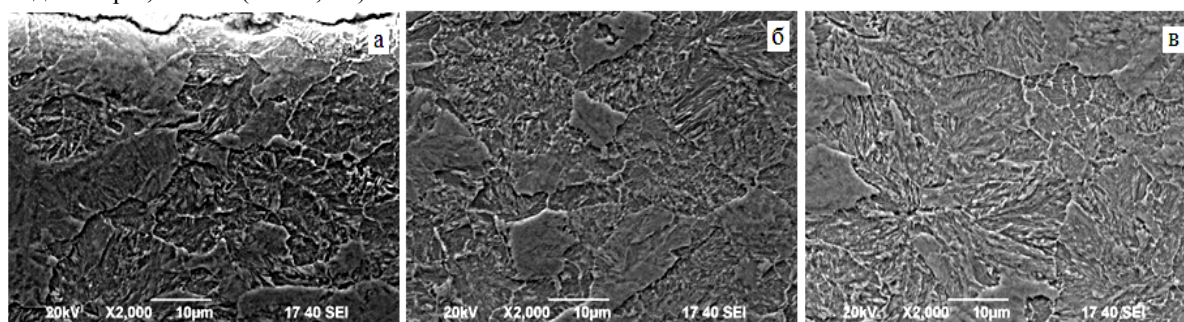
№ 1 – диаметр 1,75 мм (относительная степень деформации – $\varepsilon = 0$ – патентированная проволоочная заготовка)



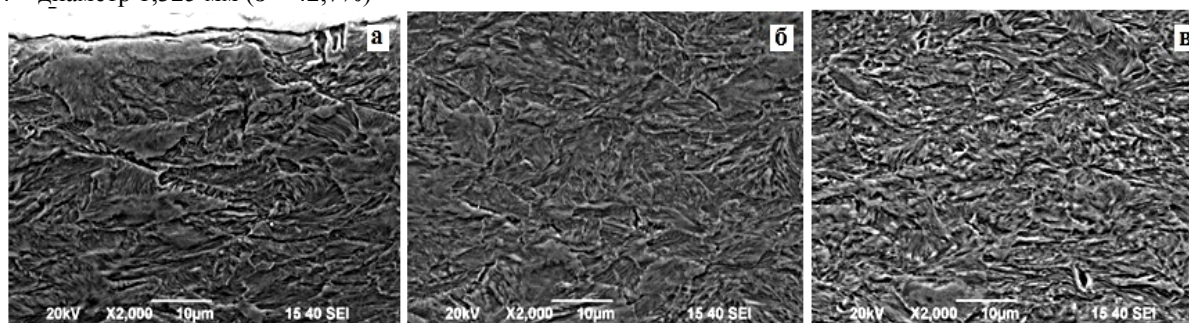
№ 2 – диаметр 1,73 мм ($\varepsilon = 2,3\%$)



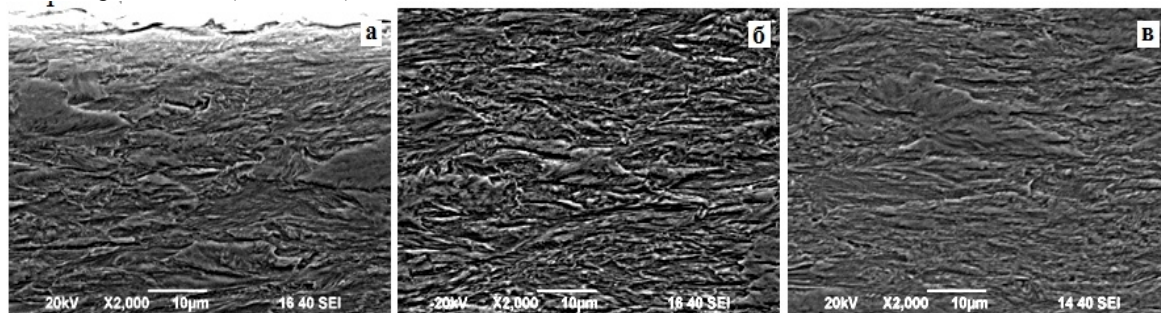
№ 3 – диаметр 1,574 мм ($\varepsilon = 19,1\%$)



№ 4 – диаметр 1,325 мм ($\varepsilon = 42,7\%$)



№ 5 – диаметр 1,113 мм ($\epsilon = 59,6\%$)



№ 6 – диаметр 0,933 мм ($\epsilon = 71,6\%$)

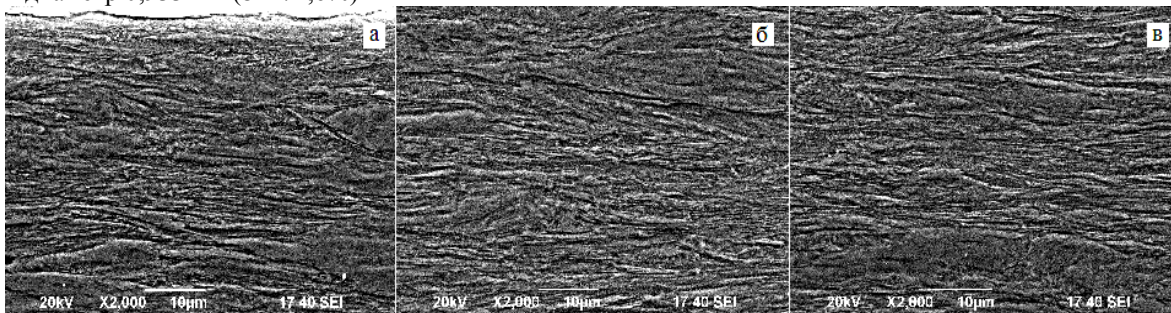


Рис. 1. Микроструктуры образцов № 1, 2, 3, 4, 5, 6 (продольное сечение):
а – поверхностный слой; б – 0,5 R; в – центр. РЭМ

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 проволоки после патентирования составляет 19,1%) заметно некоторое изменение морфологии цементита. На данной стадии деформации сложно говорить о четкой параллельности пластин цементита, они приобретают волнообразную форму. При этом форма и размер зерен остаются неизменными по сечению.

На образце № 4, при относительной степени деформации 42,7%, по всему сечению наблюдается выраженная текстура деформации металла. Зерна 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).

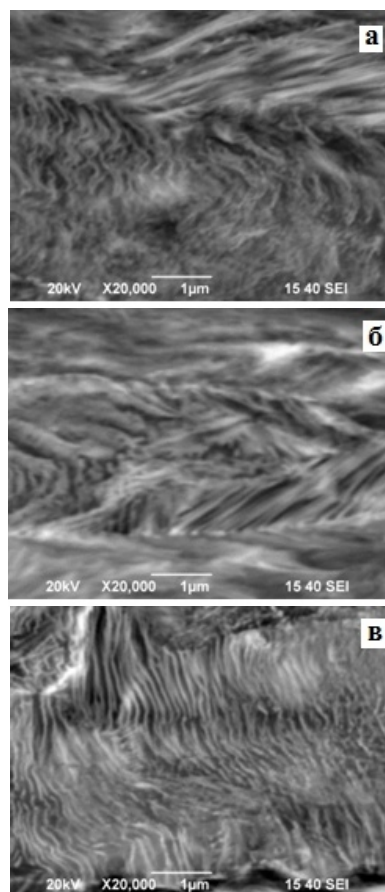


Рис. 2. Микроструктура образца № 4, $\times 20000$:
а – поверхность; б – половина радиуса;
в – центр

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

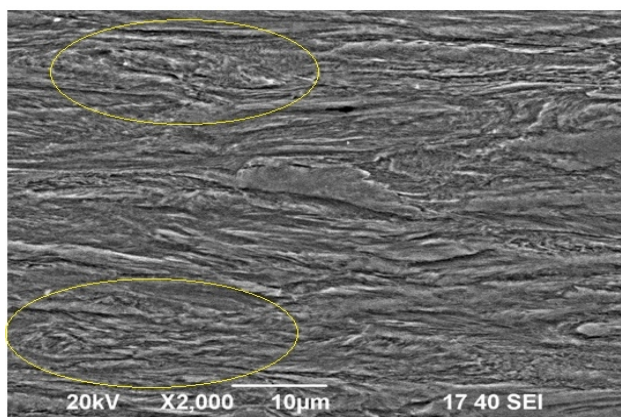


Рис. 3. Микроструктура образца № 6 (поверхность), выделены участки структуры, где течение металла подобно турбулентному течению жидкости, РЭМ

Анализ результатов исследований изменения микроструктуры тонкой проволоки при деформационном воздействии позволяет установить, что колонии, которые ориентированы вдоль направления волочения, деформируются с уменьшением межпластинчатого 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 зерна можно наблюдать, начиная с образца диаметром 1,325 мм (обр. № 4, $\varepsilon = 42,7\%$, см. рис. 2), на данном этапе деформации происходит образование текстуры, зерна вытягиваются, об-

разуя 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 напряжениями в этих слоях преобладают дополнительные сдвиговые напряжения, которые приводят к возникновению ротационной моды пластической деформации, что, в свою очередь, обуславливает увеличение 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 наклепа.

Изменение микроструктуры проволоки приводит к изменению ее прочностных свойств. Для исследования зависимости механических свойств от степени деформации тонкой проволоки определили **микротвердость** в различных участках по сечению образца.

Международный стандарт ISO 14577 регламентирует использование в качестве одного из показателей твердости: твердости по Мартенсу НМ, который определяется по формуле

$НМ = F/As = F/(26,43h^2)$, где F – прилагаемая нагрузка, Н; h – глубина отпечатка, мм; ($F = 200$ мН – оговоренная ранее величина нагрузки); As – площадь поверхности рабочей части наконечника.

Результаты вычисления микротвердости после проведения испытаний сведены в таблицу.

Результаты микроиндентирования

Удаление от центра сечения	Твердость по Мартенсу для образцов, Н/мм ²				
	1	2	3	4	5
R	5287,224	6705,938	7596,911	8412,714	8060,154
0,5г	5005,272	5311,788	5371,954	5721,469	6255,427
0	5027,996	5627,513	5227,637	5575,747	6144,252

Примечание: г – поверхность; 0,5г – половина радиуса; 0 – радиус/центр.

На рис. 4 представлены кривые изменения микротвердости образцов при различных степенях деформации.

Проведенные исследования позволили уста-

новить закономерность изменения микротвердости по сечению образца в зависимости от степени деформации. На представленном графике можно отметить, что распределение микротвердости по сечению проволоки примерно одинаково, и характерно, что с увеличением степени деформации микротвердость проволоки возрастает. Наибольшее значение микротвердости соответствует поверхностному слою и относительно равномерно распределено по сечению проволоки. Из рис. 4 видно, что в исходном состоянии (образец № 1 – после патентирования) микротвердость в поверхностном слое уже обладает повышенным значением, это связано с условиями охлаждения заготовки, поскольку поверхность охлаждается более интенсивно, чем сердцевина заготовки.

При дальнейшем повышении степени де-

формации наблюдается увеличение значения микротвердости по всему объему металла. Наибольшее значение микротвердости соответствует поверхностным слоям, это связано с условиями деформации, так как при волочении тонкой проволоки скорость деформации на поверхности выше, чем в объеме металла.

Турбулизированный слой наблюдается на некоторой глубине от поверхности – до 40–50 мкм, и протяженность этого слоя составляет примерно 50–70 мкм.

Анализ полученных кривых индентирования (рис. 5) показывает, что с повышением степени деформации возрастает и интенсивность (скорость) роста твердости, так как касательная, проведенная к кривой изменения твердости, является скоростной характеристикой – производной первого порядка, описываемой углом наклона кривой.

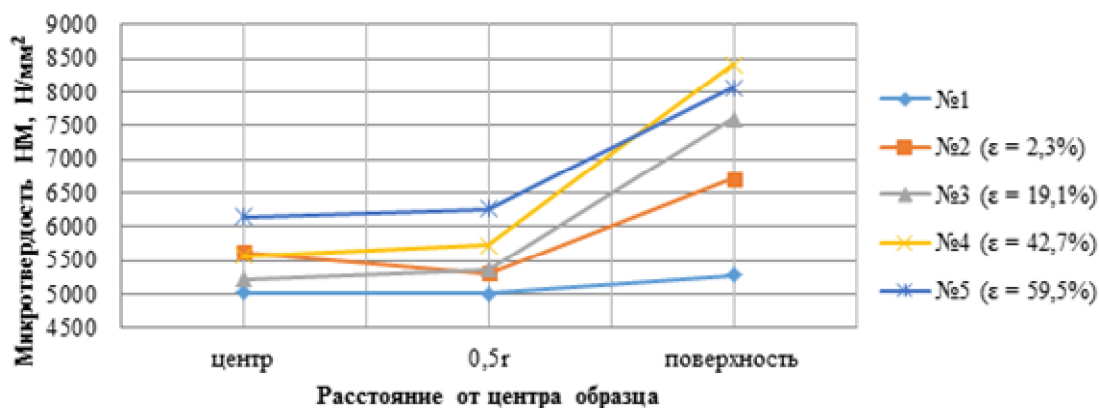
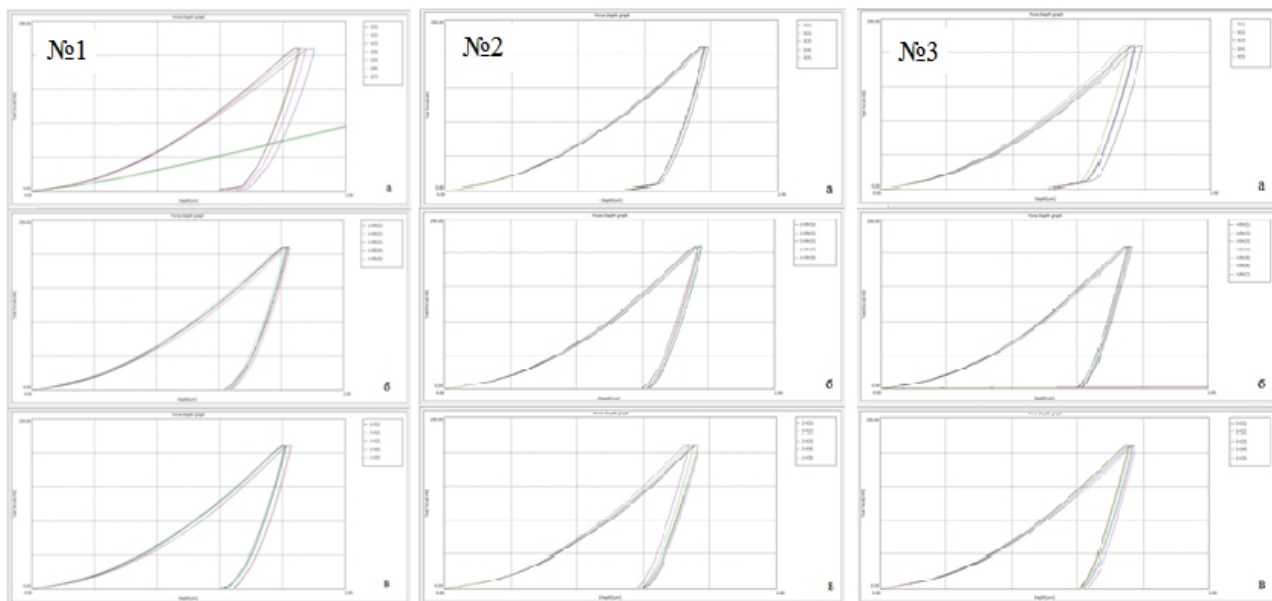


Рис. 4. График изменения микротвердости по сечению образца: образец № 2 – $\varepsilon = 2,3\%$; образец № 3 – $\varepsilon = 19,1\%$; образец № 4 – $\varepsilon = 42,7\%$; образец № 5 – $\varepsilon = 59,6\%$



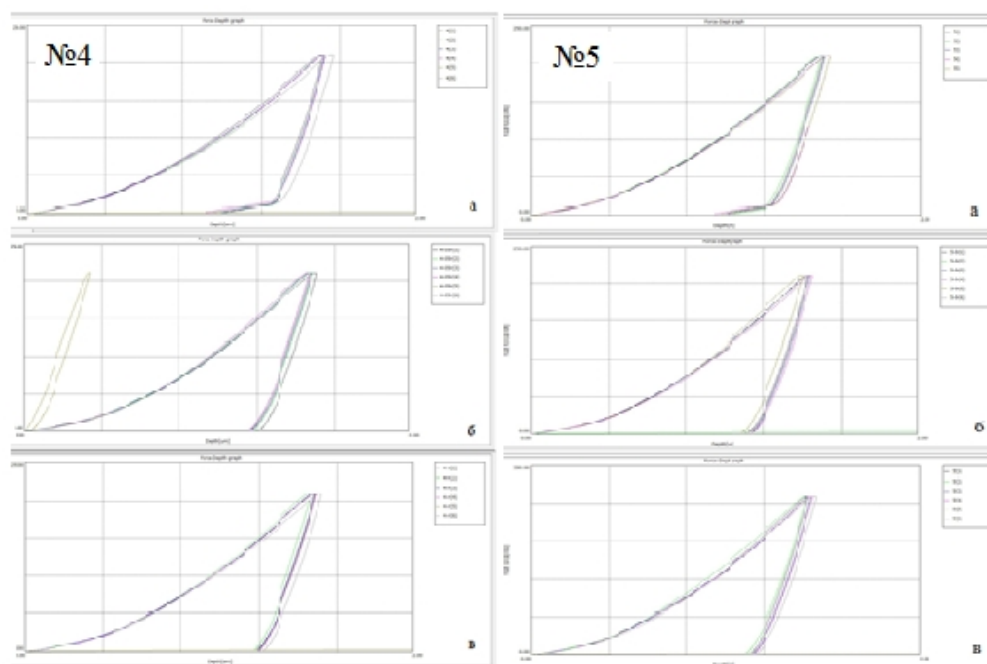


Рис. 5. Кривые индентирования микротвердости тонкой проволоки, автоматически записанные микротвердомером DУН – 211S SHIMADZU: № 1 (диаметр 1,75 мм); № 2 (диаметр 1,73 мм); № 3 (диаметр 1,574 мм); № 4 (диаметр 1,325 мм); № 5 (диаметр 1,113 мм); а – поверхность, б – половина радиуса, в – центр

Выводы

1. Установлено исследованиями на 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 завихрения структурного строения проволоки. Турбулизированный слой наблюдается на некоторой глубине от поверхности – до $40\text{--}50$ мкм, и протяженность этого слоя составляет примерно $50\text{--}70$ мкм. При дальнейшем накоплении энергии деформации и турбулизации поверхностной деформации при уменьшении диаметра проволоки возможно определение уровня предельной деформируемости металла до его разрушения вследствие наклепа.

2. 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 межпластинчатого расстояния, при этом параллельность пластин сохраняется; в колониях, которые ориентированы нормально или под большим углом к оси волочения, пла-

стинчатая 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, что и приводит к увеличению микротвердости поверхности проволоки.

3. Вышеуказанная динамика изменения структуры при увеличении степени деформации подтверждается и проведением измерения микротвердости, а именно:

- наибольшее значение микротвердости соответствует поверхностному слою и относительно равномерно распределено по сечению проволоки; в исходном состоянии после патентирования микротвердость в поверхностном слое уже обладает повышенным значением, что связано с условиями охлаждения заготовки, поскольку поверхность охлаждается более интенсивно, чем сердцевина заготовки;

- при дальнейшем повышении степени деформации наблюдается увеличение значения микротвердости по всему объему металла; наибольшее значение микротвердости соответствует поверхностным слоям, это связано, с одной стороны, с условиями деформации, так как при волочении тонкой проволоки скорость деформации на по-

верхности выше, чем в объеме металла, с другой – действием дополнительных сдвиговых деформаций в тонком поверхностном слое;

– с повышением степени деформации возрастает и интенсивность (скорость) роста твердости.

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 сложных 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. 2000. Т. 3. №1. С. 67–74.
9. Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е. Сдвиговая неустойчивость в подповерхностном слое материала при трении // Физика твёрдого тела. 2011. Т. 53. Вып. 2. С. 336–340.
10. Scale-dependent subsurface deformation of metallic materials in sliding / A Kolubaev, S Tarasov, O Sizova, E Kolubaev // Tribology International. 2010. V. 43. 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. 2014. Т. 17. № 5. С. 15–20.
12. Alexandrov S. Singular solutions in viscoplasticity under plane strain conditions / S. Alexandrov, Y Mustafa // Meccanica. 2013. V.48. P. 2203–2208.
13. Alexandrov S. Generation of a Fine Grain Layer in the Vicinity of Frictional Interfaces in Direct Extrusion of AZ31 Alloy/Sergei Alexandrov, Yeau-Ren Jeng, Yeong-Maw Hwang // Transactions of the ASME. 2015. Vol. 137 (Oct). P. 121003-1-9.
14. Alexandrov S. A numerical method for determining the strain rate intensity factor under plane strain conditions / Sergei Alexandrov, SY Kuo, YR Jeng // Continuum Mech. Thermodyn. 2016. 28. P.977–992.
15. Sanabria V. Microstructure Evolution of Friction Boundary Layer During Extrusion of AA 6060/V Sanabria, S Mueller, W Reimers // Procedia Eng. 2014. 81. P. 586–591.
16. Парусов В.В., Сычков А.Б., Парусов Э.В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки. Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2012. 376 с.
17. Металлургические и материаловедческие 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.
18. Производство высокопрочной стальной арматуры для железобетонных шпал нового поколения / М.В. Чукин, А.Г. Корчунов, В.А. Бахшинов, М.П. Барышников, Г.С. Гун и др.; под общ. ред. М.В. Чукина. М., 2014.
19. Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Молочкова О.С. Влияние химического состава, условий охлаждения при затвердевании на структуру и свойства жароизносостойких комплекснолегированных железоуглеродистых сплавов // Технология металлов. 2013. №1. С. 10–14.
20. Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Мионов О.А. Влияние химического состава на формирование структуры и свойств жароизносостойких чугунов // Изв. вузов. Черная металлургия. 2007. №3. С. 44–47.
21. Брялин М.Ф., Колокольцев В.М., Гольцов А.С. Повышение эксплуатационных свойств отливок из жароизносостойких хромомарганцевых чугунов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2007. №4. С. 22–25.
22. Формирование структуры и свойств ванадиевых чугунов при их затвердевании в различных формах / Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Емельяшин А.Н., Потапов М.Г. // Изв. вузов. Черная металлургия. 2005. №4. С. 41–43.
23. Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Молочков П.А. Структура и износостойкость хромованадиевых чугунов // Изв. вузов. Черная металлургия. 2004. №7. С. 25–28.

Поступила 25.12.16.

Принята в печать 20.03.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

<https://doi.org/10.18503/1995-2732-2017-15-2-75-84>

STRUCTURE FORMATION IN THIN WIRES

Alexander B. Sychkov – D.Sc. (Eng.), 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.

Yuliya Yu. Efimova – Ph.D. (Eng.), Associate Professor
Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Aleksandr E. Gulín – Ph.D. (Eng.)

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Valentin N. Selivanov – Ph.D. (Eng.), Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Abstract

Relevance: This article examines an important scientific and practical problem of the surface structure in thin cold-drawn steel wire influenced by changing strain patterns during the actual drawing operation.

Objectives: This research aims to look at how the microstructure is formed in the surface layers of thin wires and to identify the patterns, as well as to determine if this process can be controlled across the section of the wire to ensure the best combination of properties. **Methods Applied:** The material of the research was thin brass wire made from steel grade 80 of the following diameters (in mm): 1.75, 1.73, 1.574, 1.325, 1.113 and 0.933. The equipment of the research included a scanning electron microscope (SEM) by JEOL (with zoom rates of 2000, 5000 and 20000x) and the microhardness tester DUH - 211S by SHIMADZU.

Findings: The authors of the study detected a near-surface zone with a turbulent structure caused by the shear stresses present in the zone, which, alongside the major shear strain, can induce an additional torsional deformation. The approximate depth and radius of the abnormal layer were determined. The authors show that a greater deformation leads to greater hardening of and more turbulence in the surface layer. This can be confirmed by the microhardness change dynamics versus the degree of deformation registered in a drawing operation. Thus, at small degrees of deformation the distribution of microhardness radially from the surface tends to be random. However, as the deformation becomes more intense, a clear trend is observed of the maximum microhardness being at the surface around the areas with abnormal turbulized structure. It can be explained by the fact that in thin wire drawing the rate of deformation tends to be higher at the surface than in the core. A higher degree of deformation is found to be accompanied with more intense hardening rates. The knowledge gained can be used to determine the ultimate drawability of wire rod and wire while identifying the structure and the quality of thin wires.

Keywords: Cold working, thin wire, shear strain, turbulized surface layer, strength, microhardness, SEM.

The SEM studies and the microhardness tests were carried out by NMSTU's Institute of Nanosteels.

References

1. Perlin I.L., Ermanok M.Z. *Teoriya volocheniya* [The theory of drawing]. Moscow: Metallurgiya, 1971. 448 p. (In Russ.).
2. Fridman Ya.B. *Mekhanicheskie svoystva metallov. Chast 2* [Mechanical properties of metals. Part 2]. Moscow: Mechanical Engineering, 1974. 368 p. (In Russ.).
3. Kulesha V.A. *Proizvodstvo mikroprovoloiki* [Production of microwire]. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University, 1999. 114 p. (In Russ.).
4. Terskikh S.A., Pokachalov V.V., Terskikh D.S. Production of reinforcement wire from sorbitized wire rod accounting for the scale effect. *Treatment of solid and composite materials*. Ed. by Prof. M.V. Chukin. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University, 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.Y., Kharitonov V.A. Determining the depth of the layer with an additional shear strain when drawing a 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. *Transactions of the ASME*. 1987, 530/Vol. 109, pp. 525–530.
8. Panin V.E., Kolubaev A.V., Slosman A.I. et al. Wear in the friction pairs as the problem of physical mesomechanics. *Fizicheskaya mezomekhanika* [Physical mesomechanics]. 2000, vol. 3, no. 1, pp. 67–74. (In Russ.).
9. Tarasov S.Yu., Rubtsova V.E. Shear instability in the subsurface layer under friction. *Fizika tverdogo tela* [Solid state physics]. 2011, vol. 53, no. 2, pp. 336–340. (In Russ.).
10. Kolubaev A., Tarasov S., Sizova O., Kolubaev E. Scale-dependent subsurface deformation of metallic materials in sliding. *Tribology International*. 2010, vol. 43, pp. 695–699.
11. Goldstein R.V., Alexandrov S.E. A way to predict the microstructure of the material near the frictional interface under developed plastic strains. *Fizicheskaya mezomekhanika* [Physical mesomechanics]. vol. 17, no. 5, 2014, 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. Parusov V.V., Sychkov A.B., Parusov E.V. Basic theory and technology behind high performance types of wire rod. Dnepropetrovsk: ART-PRESS, 2012, 376 p. (In Russ.).
17. Sychkov A.B., Zhigarev M.A., Stolyarov A.Yu., Shekshuev M.A., Zhukova S.Yu., Malashkin S.O. *Metallurgicheskie i metallograficheskie aspekty proizvodstva vysokouglerodistykh katanki* [Metallurgical and metallographic aspects of high-carbon wire rod production]. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2014, 257 p.
18. Chukin M.V., Korchunov A.G., Bakchinov V.A., Baryshnikov M.P., Gun G.S. et al. The production of high-strength steel reinforcement for concrete sleepers of new generation. Ed. by Prof. M.V. Chukin. Moscow, 2014.
19. Kolokoltsev V. M., Petrochenko E. V., Molochkova O. S. Influence

- of chemical composition, cooling conditions during over-tverdenii on the structure and properties of jaroslovsky complexoriginally iron-carbon alloys. *Technology metal*. 2013, no. 1, pp. 10–14.
20. Kolokoltsev V. M., Petrochenko E. V., Mironov O. A. Influence of chemical composition on structure formation and properties of cast irons jaroslovsky. *Iron and steel*. 2007, no. 3, pp. 44–47.
 21. Bryalin M. F., Kolokoltsev V. M., Goltsov A. S. Increase of operational properties of castings from jaroslovsky chromomagnetic cast iron. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2007, no. 4, pp. 22–25.
 22. Kolokoltsev V. M., Petrochenko E. V., Hemolysin A. N., Potapov M. G. The formation of structure and properties of vanadium cast irons during their solidification in a variety of forms. *Iron and steel*. 2005, no. 4, pp. 41–43.
 23. Kolokoltsev V. M., Petrochenko E. V., Molochkov P. A. Structure and wear resistant chrome-vanadium cast iron. *Iron and steel*. 2004, no. 7, pp. 25–28.

Received 25/12/16

Accepted 20/03/16

Образец для цитирования

Особенности структурообразования в тонкой проволоке / Сычков А.Б., Столяров А.Ю., Камалова Г.Я., Ефимова Ю.Ю., Гулин А.Е., Селиванов В.Н. // 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>

For citation

Sychkov A.B., Stolyarov A.Yu., Kamalova G.Ya., Efimova Yu.Yu., Gulina 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>
