Materials Physics and Mechanics 24 (2015) 163-177 Received: June 13, 2015

НЕТРИВИАЛЬНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКИ, ПОЛУЧЕННОЙ ПРОКАТКОЙ СО СДВИГОМ И ХОЛОДНЫМ ВОЛОЧЕНИЕМ

Е.Г. Пашинская[1*], А.В. Завдовеев[2], Л.С. Метлов[1],

Ю.И. Непочатых[1], А.А. Максакова[1], В.М. Ткаченко[1]

[1]Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины, ул. Р. Люксембург 72, г. Донецк, 83114, Украина

[2]Институт электросварки имени Е.О. Патона НАН Украины, ул. Боженко 11, г. Киев, 03680, Украина

*e-mail: pashinska@mail.ru

Аннотация. Исследовано наследственное влияние структуры катанки на физико-механические свойства проволоки из стали 08Г2С, изготовленной по технологии прокатки со сдвигом, совмещенной с холодным волочением. Для сравнения исследовались образцы, полученные с помощью стандартной технологии прокатки и волочения. Показано, что вследствие прокатки со сдвигом и волочения в проволоке формируется особое структурное состояние, которое приводит к повышению прочности и проводимости проволоки при удовлетворительной технологической пластичности.

1. Введение

Металлические материалы заняли ключевые позиции в промышленности благодаря комплексу свойств (механических, электрофизических, технологических и др.). Вероятно, такое положение сохранится и в ближайшем обозримом будущем. Однако к ним предъявляются все более высокие требования, причем это касается не только физико-механических свойств и структуры, но и электрофизических свойств. Успехи физики, металловедения и технологии обработки давлением за последние десятилетия позволили получить металлические материалы с особыми свойствами для использования, например, в качестве токонесущих проводов

Обычно провода изготавливают из медной, алюминиевой или стальной проволоки. Реже используют комбинированные варианты: медь-сталь, алюминий-сталь и др. Основное достоинство стальных проводов – их высокие механические свойства. В частности, временное сопротивление на разрыв стальных проводов достигает 600-700 МПа и более. Однако сталь обладает значительно более высоким электрическим сопротивлением по сравнению с медью и алюминием, удельное сопротивление достигает величины 130 Ом∗мм^2/км. Вследствие этого стальные провода применяют ограниченно, в основном на местных сетях при передаче тока сравнительно небольших мощностей, когда сооружение линий с алюминиевыми проводами не выгодно. Кроме этого стальные провода применяют при выполнении больших переходов через естественные препятствия (широкие реки, горные ущелья и т.п.). Часто также провода

© 2015, Institute of Problems of Mechanical Engineering

из стали используют как элементы повторного заземления низковольтных сетей и устройств грозозащиты высоковольтных линий.

В условиях возрастающих требований снижения потерь от сопротивления часто критичными оказываются не механические, а именно электрофизические их свойства. Именно потому огромное значение для промышленности имело бы создание проводов из стали, имеющих не только высокие прочностные характеристики, но и высокую проводимость.

Для изготовления проводов традиционно используют катанку после горячей прокатки, подвергая ее холодному волочению с промежуточными отжигами для восстановления пластичности и проводимости. Это необходимая мера, т.к. в процессе холодного волочения происходит упрочнение металла, сопровождающееся снижением пластичности и проводимости. Основные требования к катанке после прокатки включают высокую пластичность, однородность механических свойств и структуры. Для метизных заводов, изготавливающих проволоку из катанки для использования в качестве проводов, качество оценивают по показателям расходов на переработку (включая отжиг), а также по показателям физико-механических свойств готовой продукции [1-4].

В литературе [5-9] широко обсуждается применение специальных методов интенсивной пластической деформации (ИПД), которые позволяют получать структурные особенности, обеспечивающие высокие прочность и пластичность. Одним из примеров такой обработки является прокатка со сдвигом (далее ПС-технология), которая разработана с учетом современных представлений о механизмах структурообразования при ИПД [10-16]. С помощью прокатки со сдвигом получают катанку, которую затем перерабатывают в проволоку разных диаметров. Ранее нами в [16] рассматривался вопрос применения такой проволоки для сварочного производства.

В настоящей публикации рассматриваются изменения физико-механических свойств малоуглеродистой стали, в том числе проводимости, для того оценить возможность применения технологии прокатки со сдвигом и волочения для изготовления электротехнических проводов.

2. Материал, оборудование и методика исследований

В данной работе исследовано наследственное влияние структуры катанки на структуру и физико-механические свойства проволоки из малоуглеродистой стали, изготовленной по ПС-технологии, в сравнении со стандартной технологией (далее СТ-технология) ОАО «Миттал стил Кривой Рог». Прокатку и волочение проводили в условиях ОАО «Миттал стил Кривой Рог». Химический состав стали приведен в Таблице 1.

Таблица 1. Химический состав стали.

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	N_2
0,08	1,87	0,82	0,020	0,022	0,02	0,02	0,02	0,007

На первом этапе обработки осуществлялась прокатка. На втором этапе проводилось холодное волочение.

1 этап. Перед началом прокатки заготовки нагревали до температуры 1200–1250 °С. Затем осуществляли прокатку по двум технологиям: стандартной и экспериментальной. После обеих видов прокатки и охлаждения прокат сматывали в бунты. При изготовлении катанки по ПС-технологии количество проходов и условия охлаждения совпадали с аналогичными параметрами стандартной технологии.

ПС-технология характеризуется значительными разовыми обжатиями, особенностью которой является создание значительных сдвиговых деформаций в

процессе формоизменения в калибрах. При этом пластическую деформацию металла осуществляют не менее двух раз при температуре ниже температуры нижней критической точки фазовых превращений, с частичным обжатием не менее 0,10 в парах калибров, где первый является пластовым, а второй - ребровым калибром простой формы. Следующие охлаждения осуществляют в любой из охлаждающих сред со скоростью не менее 1,5 °С / мин. до температуры конца структурных преобразований. Особенностью схемы является то, что прокатка в ребровых калибрах осуществляют при смещении ручьев калибра относительно друг друга вдоль оси валков на расстоянии 0,05 ... 0,20 ширины ручья [12].

Для определения степени деформации прокатки принято пользоваться формулой $e=\ln(S/S_0)$, что согласно табл. 2 даст $e=0.36$. Степень деформации по ПС-технологии, посчитанная как сумма деформаций вследствие линейной вытяжки и сдвига ($e=e_л+e_{сд}=\ln(S/S_0)+ e = 2\frac{ctg\Theta}{\sqrt{3}}$) [16] дает $e = 0.36+0.14 = 0.5$, что на 40 % больше случая, если проводить прокатку без сдвига. Необходимо отметить, что в данном случае деформацию сдвига считали по формуле, предложенной в работе [17] для подсчета деформации сдвига при равноканально-угловом прессовании (РКУП).

2 этап. Катанка ø6 мм изготовленная по технологии СТ была переделана в проволоку методом холодного волочения по маршруту: 6,0 → 5,25 → 3,5 →3,4 → 2,3 мм. При достижении проволокой ø3,4 мм стало невозможным провести дальнейшее волочение из-за дальнейших многочисленных порывов вследствие потери пластичности. Поэтому для восстановления пластичности проволоку ø3,4 мм подвергли промежуточному смягчающему отжигу в трубчатой печи при температуре 600 ^{0}С в течение одного часа с охлаждением на воздухе.

Катанка ø9,15 мм изготовленная по технологии ПС методом холодного волочения переделана в проволоку по маршруту: 9,1 →5,4 →3,45 →2,25 →1,9 →1,55 мм без промежуточного отжига. Отбор образцов проводили из середины бунтов для обеих технологий. Были изготовлены образцы в продольном и поперечном сечении проволоки каждого диаметра. Травление шлифов осуществляли травителем Ижевского 1 (4-х % спиртовый раствор HNO_3 и 3-х % спиртовой раствор пикриновой кислоты), который рекомендуют обычно для выявления четкой картины границ зерен [18]. Микроструктуру образцов изучали на микроскопе Axiovert 40 MAT на восьми полях зрения для каждого образца при увеличении х500. Съемку микроструктур проводили с помощью фотокамеры Canon A640. На полученных фотографиях микроструктур проводили качественный и количественный микроанализ методом секущих. Обработку осуществляли с помощью программы Axiovision 4.6. Также определяли вытянутость зерен путем по формуле:

$$k = D_1/D_2, \qquad (1)$$

где D_1, D_2 – длина зерна соответственно по направлению вытяжки зерен и перпендикулярно ей в продольном сечении образца, mm.

Для оценки дефектности структуры металла определяли плотность образцов методом гидростатического взвешивания на весах SHIMADZU. Для этого отбирали образцы длиной по 10 мм каждого диаметра, измерения проводили по шесть раз для каждого образца.

Расчет плотности осуществляли по формуле (2):

$$c = \frac{\omega_1}{\omega_1 - \omega_2} c_0 \text{ г/см}^3, \qquad (2)$$

где ω_1 – вес пробы в воздухе, ω_2 – вес пробы в жидкости, г; c_0 – плотность жидкости при данной температуре, г/см^3.

Измерение микротвердости осуществляли на микротвердомере ПМТ–3 алмазной пирамидой с нагрузкой 100 г. На каждом образце проводили по 40 измерений на поверхности и в центре. Полученную катанку испытали на растяжение для определения характеристик пластичности и прочности. Для этого от середины каждого бунта отбирали по три образца длиной 350 мм.

Проводимость образцов проволоки измеряли по стандартной четырехзондовой методике. Расстояние между токовыми контактами существенно превышало расстояние между потенциальными контактами. В этом случае обеспечивалось условие, при котором эквипотенциальные поверхности в области потенциальных контактов были практически плоскими и перпендикулярны оси образцов. Высокая точность определения удельной проводимости (погрешность не более 0,1%) обеспечены также стабильностью диаметра проволоки по всей длине образцов и большей точностью измерения всех параметров для расчета проводимости [19].

3. Результаты и их обсуждение

Как горячая, так и холодная пластическая деформация приводит к увеличению количества структурных дефектов. Их скопление может послужить причиной снижения пластичности и проводимости, и даже привести к разрушению металла. Анализ изменения плотности и проводимости металла позволяет оценить дефектность его структуры.

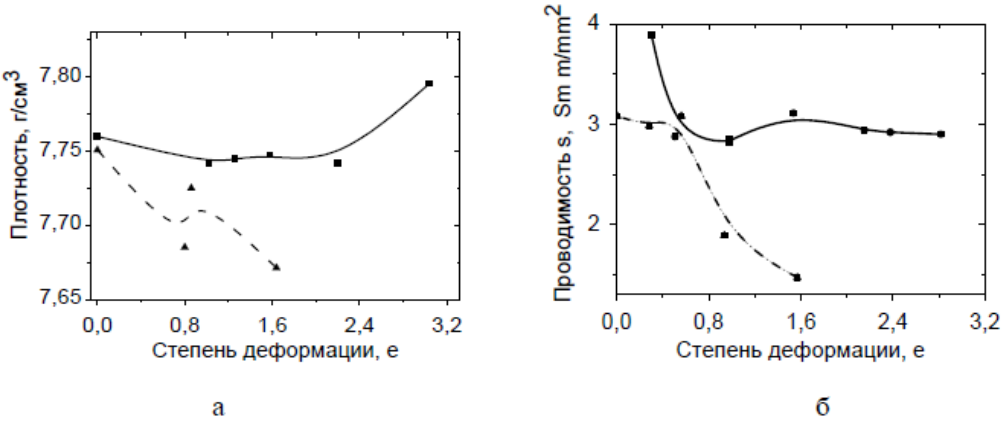
3.1. Изменение плотности и проводимости проволоки из стали 08Г2С в зависимости от технологии изготовления катанки. Результаты исследования изменения плотности проволоки с разной степенью деформации представлены на Рис. 1. Видно, что значение плотности проволоки, полученной стандартной горячей прокаткой составляет 7,75 г/см^3, для прокатки со сдвигом данное значение составляет 7,76 г/см^3.

Волочение катанки, приготовленной по СТ-технологии, в среднем приводит к уменьшению плотности материала с 7,75 до 7,674 г/см^3. На этапе ∅3,5 → 3,4 (e=0.80 и e=0.86 соответственно) происходит заметное увеличение плотности с 7,69 до 7,73 г/см^3 вследствие проведения промежуточного отжига. При дальнейшем волочении наблюдается дальнейшее падение плотности, что укладывается в традиционную картину снижения плотности проволоки при росте степени деформации

При исследовании проволоки, полученного из катанки, изготовленной по ПС-технологии, наблюдается иной характер изменения плотности (Рис. 1а). Принято считать [5, 6], что в металлических материалах после обработки методами ИПД формируется неравновесное, повышенное количество вакансий, которые могут образовывать микропоры на тройных стыках зерен. Это должно приводить к снижению плотности с ростом степени деформации. Однако в случае сочетания ПС-технологии с волочением наблюдаемая картина иная. Плотность проволоки после ПС до ∅ 3,0 мм, e=2.20 практически не изменяется, но при достижении ∅ 1,96 мм, e=3.04 она возрастает до 7,8 г/см^3. Волочение проволоки на первых этапах деформации (до ∅ 3,45 мм, e=1.92) приводит к снижению значения плотности до 7,71 г/см^3, при развитой деформации (при достижении конечного диаметра проволоки ∅ 1,55 мм, e=3.48) происходит её заметный рост до 7,82 г/см^3. Такое изменение плотности проволоки нетривиально и нуждается в прояснении механизмов, позволяющих плотности изменяться наблюдаемым образом.

На Рис. 1б приведены данные по проводимости проволоки в зависимости от степени деформации волочением. Хорошо видно, что при волочении проволоки,

полученной стандартной прокаткой наблюдается падение проводимости с ростом степени деформации.



а б

Рис. 1. Зависимость плотности (а) и проводимости (б) металла от степени деформации волочением проволоки из стали 08Г2С: сплошные линии - СТ-технология + волочение, прерывистые - ПС-технология + волочение.

В идеальном металлическом кристалле длина свободного пробега электрона стремится к бесконечности. В реальном металле составляющими электросопротивления служат: фононное рассеяние электронов (влияние температуры), примесное рассеяние (влияние легирования и примесей), рассеяние электронов на физических дефектах (влияние деформации, границ зерен, искажений кристаллической решетки). Количественные закономерности связи значений электросопротивления металлических материалов со всеми этими параметрами еще не установлены. Пока выявлены лишь некоторые полуэмпирические закономерности (законы Маттиссена, Курнакова и др.). Однако достаточно надежно установлено, что повышение плотности дефектов внутреннего строения приводит к уменьшению длины свободного пробега электронов и, следовательно, к снижению проводимости [20]. Такое уменьшение проводимости является типичным, и обычно связывается с ростом количества дефектов в процессе волочения [19]. В нашем эксперименте при СТ-технологии наблюдается постепенное снижение плотности материала и проводимости с ростом степени деформации.

Однако изменения плотности и проводимости при ПС-технологии необычны. Изменения проводимости в проволоки после прокатки со сдвигом имеет другой характер: на первом этапе волочения (e=0÷0,8) проводимость уменьшается. А на втором этапе (e>0,8) с ростом степени деформации она практически не меняется, осциллируя вокруг среднего значения.

Причем поначалу на первой стадии деформации (e=0÷0,8) плотность действительно снижается, но начиная со стадии два (e>0,8) наблюдается рост плотности. Сравнение изменений на графиках изменения плотности и проводимости показывает, что они синхронны. Эта совокупность данных по изменениям плотности и проводимости свидетельствует о том, что количество дефектов внутреннего строения в проволоке, изготовленной по технологии ПС + волочение (далее ПСВ), при росте степени деформации вначале растет, а затем уменьшается.

Причем значения проводимости для проволоки малых диаметров, изготовленных по разным технологиям, отличаются в 3 раза. Обычно для электрических проводов применяют марки сталей с более высокой проводимостью (σ = 7,6 – 7,2 Ом$^{-1}$хмм$^{-2}$*м), чем у исследуемой стали (σ = 2,9 Ом$^{-1}$хмм$^{-2}$*м). Однако с помощью прокатки со

сдвигом и холодного волочения удается повысить проводимость в три раза и получить σ = 6,6 $Ом^{-1}хмм^{-2}*м$ при таких же характеристиках прочности, но при большей пластичности.

Рассмотрим: какие процессы могут приводить к таким кардинальным изменениям.

3.2. Изменение механических свойств проволоки из стали 08Г2С в зависимости от технологии изготовления катанки. На Рис. 2-4 представлены результаты измерения микротвердости в продольном и поперечном сечении проволоки с разными степенями обжатия, полученной из катанки для обоих видов технологии. Видна устойчивая тенденция роста микротвердости с ростом степени деформации для проволоки, изготовленной по технологии ПС. В то же время для проволоки, полученной по технологии СТ, значения микротвердости в целом несколько ниже и имеется максимум ее зависимости от степени вытяжки. На начальных степенях деформации для проволоки полученной технологией ПС наблюдается одновременно снижение микротвердости и небольшое повышение плотности, что может свидетельствовать о развитии активных релаксационных процессов в ходе холодного волочения. Однако однозначный ответ о механизмах перестройки структуры, приводящих к таким изменениям плотности и микротвердости, может дать только структурный анализ.

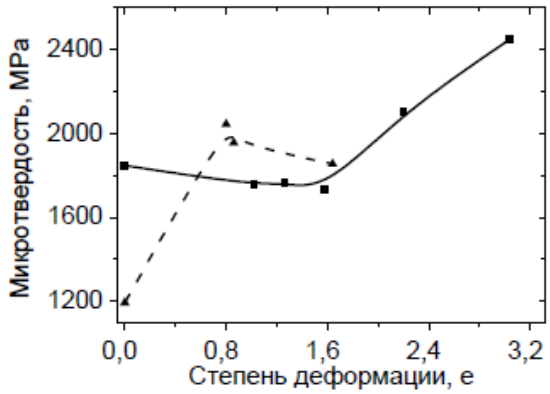


Рис. 2. Зависимость среднего значения микротвердости от степени деформации волочением проволоки из стали 08Г2С, поперечное сечение: сплошные линии - СТ-технология + волочение, прерывистые - ПС-технология + волочение.

При развитой деформации для образцов, полученных по ПС-технологии, наблюдается существенное увеличение плотности с ростом микротвердости, в отличие от СТ–технологии для которой характерно убывание плотности с ростом микротвердости. Уменьшение микротвердости проволоки полученной СТ-технологией при ∅ 3,5 → 3,4мм (e=0.80 и e=0.86 соответственно), связано с проведением промежуточного отжига. Рост микротвердости и снижение плотности проволоки, полученной с применением СТ–технологии, соответствует сложившейся практике производства и объясняется наклепом металла в процессе деформации. Наклеп, как известно, не только приводит к упрочнению вследствие роста плотности дефектов, но и к формированию пор и микротрещин, снижающих плотность металла.

На Рис. 2 представлены результаты механических испытаний катанки и проволоки. При волочении катанки, полученной обеими технологиями, наблюдается рост ее прочности. Следует также отметить немонотонное изменение прочности для проволоки, полученной по технологии СТ, а именно ее уменьшение на этапе ∅ 3,5 →

3,4 мм (e=0.80 и e=0.86 соответственно), что коррелирует с уменьшением значения плотности и микротвердости (Рис. 1, 2) и связано с проведением промежуточного отжига. Видно, что катанка, полученная по технологии ПС, имеет большие значения предела текучести (Рис. 3), чем катанка, изготовленная по СТ-технологии (СТ), $\sigma_в$=1300 МПа и 1060 МПа, соответственно. Эти данные коррелируют с высоким уровнем микротвердости при развитой деформации.

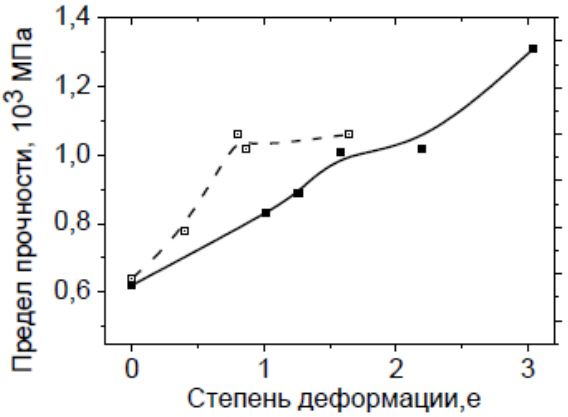


Рис. 3. Зависимость предела текучести проволоки от степени деформации волочением проволоки из стали 08Г2С после прокатки по СТ- и ПС-технологиям: сплошные линии - СТ-технология + волочение, прерывистые - ПС-технология + волочение.

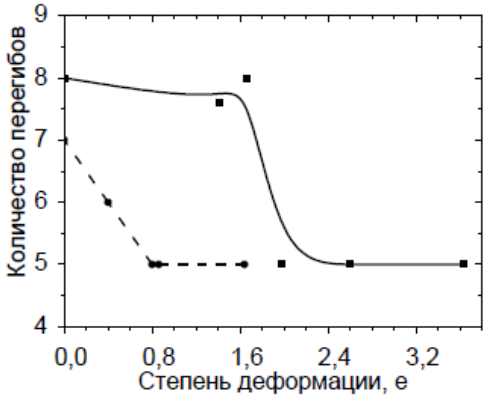


Рис. 4. Зависимость количества перегибов проволоки от степени деформации волочением проволоки из стали 08Г2С после прокатки по СТ- и ПС- технологиям: сплошные линии - СТ-технология + волочение, прерывистые - ПС-технология + волочение.

На последнем этапе деформирования отличия в характеристике пластичности – числе перегибов (Рис. 4) – для СТ и ПС технологий незначительные. Однако при этом проволоку после ПС-технологии удалось проволочить до гораздо больших суммарных степеней деформаций без дополнительного отжига. Для проволоки, полученной по технологии СТ, достижение степени деформации e=1.64 привело к росту количества обрывов и процесс волочения пришлось остановить. Это свидетельствует о большей технологической пластичности проволоки, полученной по ПС–технологии, т.к. степень деформации, достигнутая по этой технологии, составила e=3.04.

В металле, обработанном по ПС-технологии, изменение плотности при увеличении степени деформации во время волочения происходит иначе, чем в металле после традиционной обработки. Увеличение плотности, микротвердости, временного

сопротивления разрыву проволоки, полученной по ПС-технологии, не укладывается в стандартный подход. Рассмотрим причины, которые могут приводить к наблюдаемому нетривиальному изменению физико-механических свойств.

Во-первых, известно, что при волочении может происходить залечивание пор, т.к. волочение может способствовать развитию возврата и стоку вакансионных образований. Но такие же процессы должны происходить и в металле, обработанном по стандартной технологии. Следовательно, обсуждаемые механизмы не могут объяснить разницу в свойствах проволоки после СТВ и ПСВ.

Во-вторых, принципиальная разница в поведении проволоки при разных способах получения может заключаться в возможности развития активных релаксационных процессов, таких как динамическая рекристаллизация при прокатке и динамическая полигонизация при волочении. Последние исследования показали, что в случае применения деформационных схем со сдвигом формирование структуры идет на основе чередования процессов фрагментации и релаксационных процессов [15, 16]. Причем и рекристаллизация, и волочение имеют свои особенности. Основой для их развития служит явление интенсифицированное движение дефектов (ИДД) [5]. ИДД вероятно может приводить к активной динамической полигонизации в процессе волочения и обеспечить залечивание микропор и повышение плотности. Однако такая версия нуждается в подтверждении данными. Например, в случае, если динамическая рекристаллизация при прокатке со сдвигом и динамическая полигонизация при волочении происходят, то следы их развития могут быть обнаружены при исследовании микроструктуры: 1) в виде укрупнения зерен и изменения их формы; 2) изменении внутреннего дефектного строения; 3) изменения состояния границ зерен. А, следовательно, изучение особенностей микроструктуры ответит на вопрос о возможности протекания активных релаксационных процессов при ПСВ.

В-третьих, увеличение во время волочения плотности могло бы объясняться развитием рекристаллизации. Однако, осуществляется холодное волочение, и нагрев в волоках до 150 °С не может приводить к развитию рекристаллизации в обычном понимании, но процесс может осуществляться по механизму бездиффузионной рекристаллизации [21-23]. Моделирование методами молекулярной динамики показывают, что процесс приводит к укрупнению зерен не за счет диффузионных процессов, а за счет текстурного слияния зерен, и может протекать при низких температурах. Текстурная соосная ориентация различных зерен приводит к условию, когда необходимость существования границ между одинаково ориентированными зернами отпадает, и они фактически сливаются в одно большое зерно. При этом слияние может происходить как за счет границ, нормаль которых ориентирована соосно растягивающей силе, что приводит к удлинению зерна, так и за счет границ, нормаль которых ориентирована перпендикулярно растягивающей силе, что приводит к увеличению поперечного размера зерна [24]. Такие изменения текстуры могут приводить к наблюдаемым изменениям проводимости. Однако остается открытым вопрос протекания такой рекристаллизации в данном материале при данной обработке. Однозначный ответ на вопрос о реализации механизмов деформации может дать изучение текстуры проволоки.

Итак, наблюдаемое одновременно повышение временного сопротивления разрыву, микротвердости, плотности и проводимости свидетельствует об уменьшении количества микропор. Более точное установление релаксационного механизма, приводящего к обсуждаемому изменению свойств, возможно при изучении текстуры и микроструктуры проволоки, что и будет сделано ниже.

3.3. Изменение текстуры проволоки из стали 08Г2С в зависимости от технологии изготовления катанки. Вид текстуры деформации определяется схемой

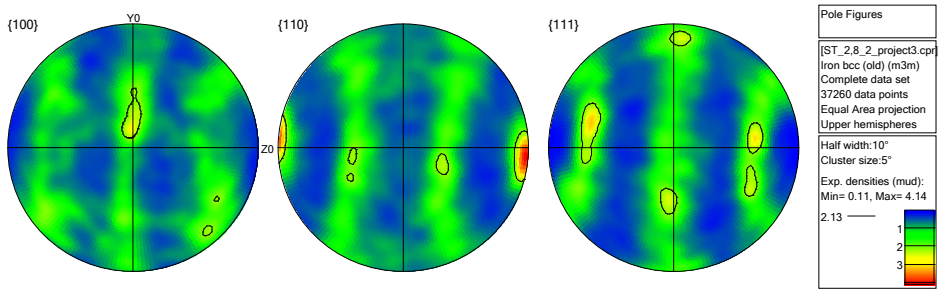
действия главных напряжений, температурой деформации и природой деформируемого металла или сплава.

Железо имеет кубическую кристаллическую структуру. Наиболее легким намагничиванием [1] кристалл обладает в направлении ребра куба, менее легким - по диагонали грани и самым трудным - по диагонали куба. Поэтому для улучшения магнитных свойств желательно, чтобы в процессе прокатки или волочения все зерна выстроились ребрами куба по направлению предполагаемого намагничивания. При такой текстуре также минимальны потери энергии на перемагничивание, что очень важно в случае применения материала для передачи переменного тока.

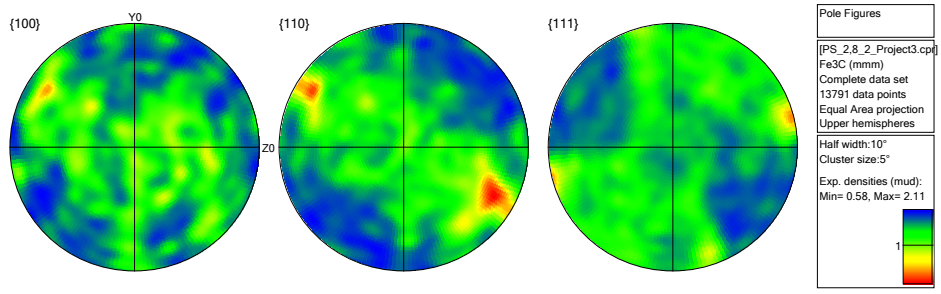
При холодном волочении и прокатке обычно формируется аксиальная текстура. Для металлов и сплавов с ОЦК решеткой характерна простая аксиальная текстура ⟨110⟩, при которой направление диагонали грани куба ориентировано вдоль оси проволоки.

На Рис. 5 показана текстура проволоки после разных режимов обработки в сечении перпендикуляром оси волочения. Прямые полюсные фигуры для плоскостей (100), (110), (111) для малоуглеродистой стали после ПСВ и СТВ представлены на Рис.5а и Рис.5б соответственно.

На рис. 5 б представлены полюсные фигуры малоуглеродистой стали после ПСВ: наблюдается лишь некоторое размытие текстуры с формированием острых полюсов для плоскостей (110) и «поясов» рассеяния.



а



б

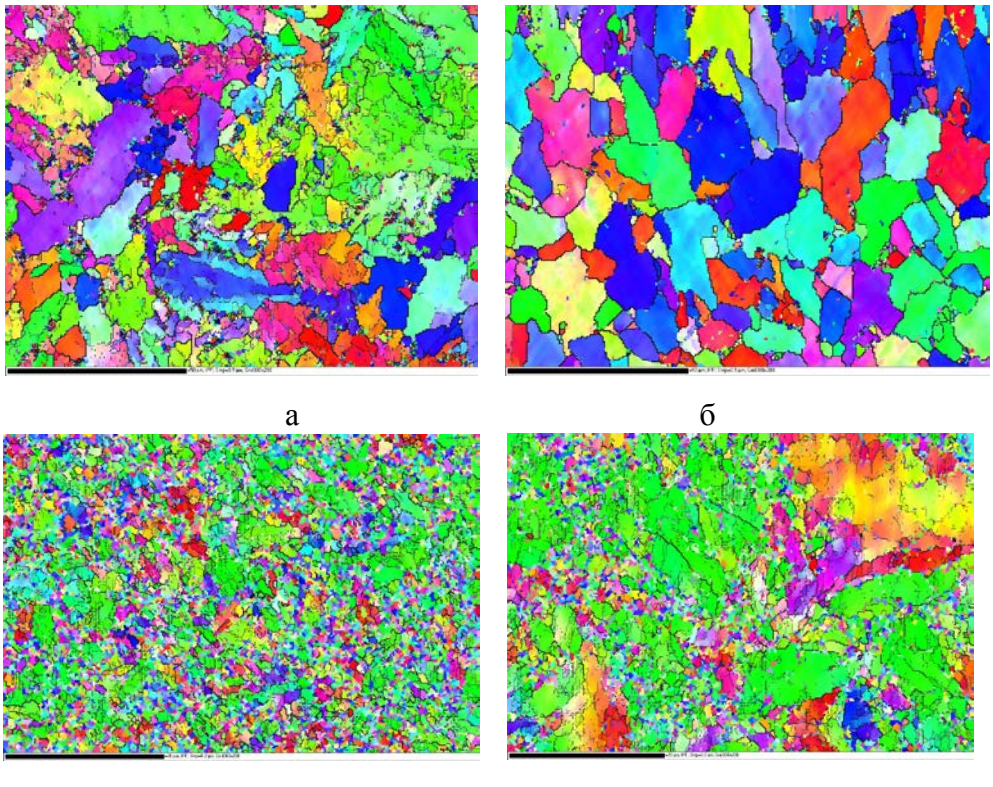
Рис. 5. Прямые полюсные фигуры малоуглеродистой стали после обработок СТВ (*а*) и ПСВ (*б*). Поперечное сечение.

Острые полюсные пики не исчезли, однако изменили свое местоположение. Они повернулись приблизительно на 30 градусов по часовой стрелке, а «пояса» рассеяния стали размытыми и слились в одну широкую область. Необходимо отметить, что общая интенсивность пиков полюсной фигуры в два раза меньше, чем в случае стандартной горячей прокатки и дальнейшего волочения.

Таким образом, текстуры при обеих технологиях подобны, однако после ПСВ текстура волочения выражена менее ярко. Факты убедительно свидетельствуют о наследовании структуры, сформировавшейся на предыдущей стадии деформации горячей прокаткой со сдвигом. Кроме того, размытие текстуры также свидетельствует об активно развитых некристаллографических механизмах деформации в процессе волочения проволоки из малоуглеродистой стали после прокатки со сдвигом. Исходя из вышесказанного, можно считать, что изменения проводимости, микротвердости и плотности исследуемой стали после прокатки со сдвигом и волочения не связаны с усилением особой текстуры.

3.4. Изменение структуры проволоки из стали 08Г2С в зависимости от технологии изготовления катанки. Исследования исходной микроструктуры катанки из стали 08Г2С показали, что структура после обоих видов прокатки представляет собой однородную феррито–перлитную смесь (Рис. 6).

После прокатки по СТ-технологии структура характеризуется разнозернистостью. Причем зерна имеют не только различные размеры (Рис. 6а), но и различную форму. ПС-технология формирует более однородную по размерам и форме структуру (Рис. 6б).



а б

в г

Рис. 6. Микроструктура катанки (а) и проволоки (в, г) после СТ (а) и СТ + волочение (в) и после ПС (б) и ПС + волочение (г). Масштаб: на Рис. 6 (а, б) – 50 мкм, на 6 (в, г) – 20 мкм. Поперечное сечение.

По Рис. 7 видно, что по мере увеличения степени деформации волочением после СТ уменьшается средний размер зерен в поперечном сечении и увеличивается размер зерна в продольном сечении, т.е. в направлении оси деформации. На Рис. 6б видно, что после СТВ структура однородная, зерна равноосные, их размеры вдоль и поперек направления прокатки практически не различаются (7 и 8 мкм соответственно). В продольном направлении наблюдается вытянутость зерен, средний размер зерна 14 мкм. В более крупных зернах наблюдается субструктура. Некоторое увеличение

$d_{прод}$ на последнем этапе деформации ∅ 3,5 → 3,4 мм (e=0.80 и e=0.86 соответственно) связано с отжигом, выполненным на этой стадии волочения. Полученные значения коррелируют со значениями плотности, проводимости и микротвердости для проволоки, полученной технологией СТВ (Рис. 2).

Микроструктура катанки ø6 мм, полученной по ПС-технологии, в поперечном направлении представляет собой равноосные зерна феррита и перлита, средний размер зерна 9.5 мкм (Рис. 7). Изменения свойств ПС-проволоки при волочении происходит на фоне заметного изменения зеренной структуры. Формируется бимодальная структура, состоящая из очень мелких зерен с высокоугловыми границами и больших зерен с развитой субструктурой. Вместо ожидаемого измельчения зерен при ПСВ наблюдается увеличение отдельных зерен, связанное с развитием динамической полигонизации.

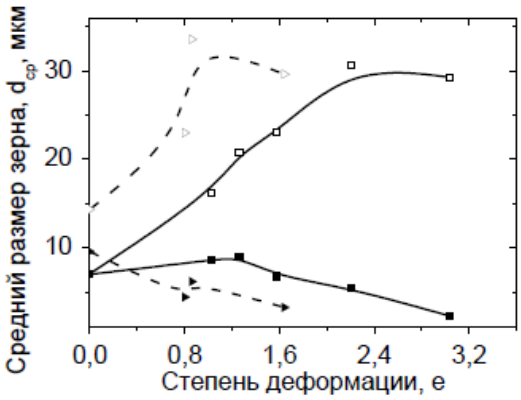


Рис. 7. Зависимость размеров зерен феррита от степени деформации волочением проволоки из стали 08Г2С после прокатки по СТ- и ПС- технологиям: сплошные линии - СТ-технология + волочение, прерывистые - ПС-технология + волочение, заполненные квадратики – продольное сечение, незаполненные квадратики – поперечное сечение.

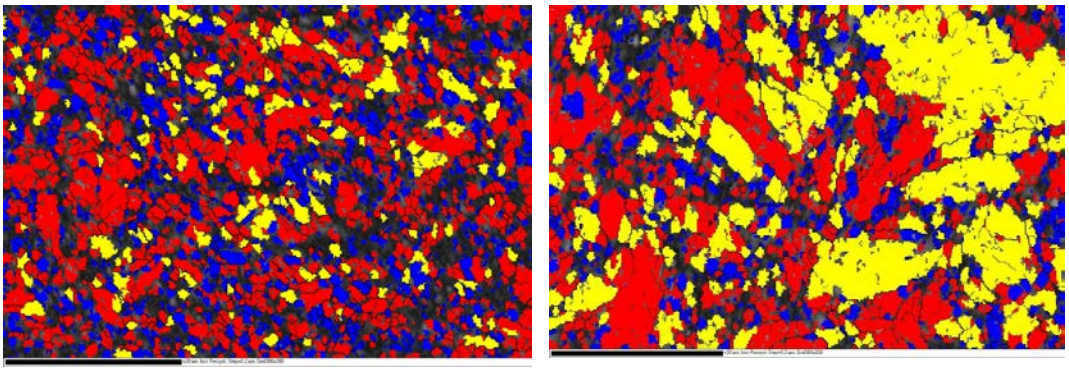
Исследования показали, что при малых степенях деформации состояние границ зерен для обоих технологий различны. Для СТ наблюдаются смесь мелких и крупных зерен, оформленных высокоугловыми границами. Но имеется два типа крупных зерен: крупные зерна с малым количеством субграниц и зерна, содержащие большое количество субграниц. Внутри зерен сформирована тонкая структура в виде скоплений дислокаций, ячеек и малоугловых границ (субграниц).

После ПС-технологии большинство зерен крупные, они имеют равноосную форму, субграниц внутри зерен не наблюдается

В тоже время при увеличении степени деформации картина сформированных границ изменяется. На первом этапе при ПСВ на фоне общего измельчения зерен дислокации выстраиваются в субграницы. За счет этого внутри зерен появляются области относительно чистые от дефектов. Следует отметить, что проводимость проволоки на этой стадии не падает, что свидетельствует о том, что основной вклад в сопротивление проволоки вносят границы. После организации субграниц наступает второй этап динамической полигонизации, который характерен только для материалов после деформации со сдвигом. Этот этап по аналогии с терминами, применяемыми для рекристаллизации, можно было бы назвать «собирательной полигонизацией», т.к. в результате наблюдается укрупнение зерен. Стоит отметить, что это происходит за счет механоактивации во время волочения.

Процесс уменьшения количества границ должен приводить к повышению проводимости. Однако в целом при ПСВ существенно растет доля высокоугловых границ как за счет относительно крупных зерен, увеличивших угол разориентировки во

время деформации, так и за счет очень мелких фрагментированных зерен менее 3 мкм. Увеличение разориентировки границ компенсируется уменьшением их количества, что и приводит к установлению практически постоянного достаточно высокого уровня проводимости при росте степени деформации.
Однако в целом плотность малоугловых границ после СТВ выше, чем после ПСВ. В пользу последней идеи свидетельствуют карты рекристаллизации, приведенные на Рис. 8. Хорошо видно, что количество рекристаллизованных зерен при ПСВ меньше, чем при СТВ, зато наблюдается большое количество полигонизованных зерен



а б

Рис. 8. Карты рекристаллизации, полученные при помощи EBSD-анализа: а – прокатка стандартная + волочение, б – прокатка со сдвигом + волочение: синие – рекристаллизованные, желтые –субструктурные, красные – фрагментированные.

На Рис. 6, 8 приведены карты разориентировок и рекристаллизации зерен после разных видов обработок, и их сравнение показывает, что крупные зерна на последнем этапе волочения делятся на два типа: субструктурные и фрагментированные. В субструктурных зернах полигонизация привела к тому, что внутри зерна кристаллографические ориентировки меняются плавно за счет изгибов кристаллографических плоскостей. Фрагментированные крупные зерна, вероятно, сформировались по механизму бездиффузионной рекристаллизации. В случае же протекания динамической рекристаллизации зерна не содержали бы дефектов и не имели бы искажений кристаллической решетки. Причем все указанные особенности относятся только к комбинированной деформации прокатки со сдвигом. Для стандартной обработки все изменения структуры и свойств укладываются в рамки сложившихся представлений. Следует констатировать, что при больших степенях деформации структура, сформированная СТВ и ПСВ технологиями, отличается принципиально.

Таким образом, совокупность исследований указывает при ПСВ на развитие механизма механоиндуцированной динамической рекристаллизации при прокатке и механоиндуцированной динамической полигонизации при волочении. Физической основой для развития подобных процессов с большой долей вероятности может служить явление ИДД, реализующееся при деформации со сдвигом и наследующееся при дальнейшем волочении [5].

Следовательно, высокий уровень проводимости при больших степенях деформации волочением может объясняться, во-первых, изначально меньшим количеством дефектов за счет развития механоиндуцированной динамической рекристаллизации при ПС-технологии, а во-вторых, залечиванием микропор и уменьшением количества дефектов, происходящим за счет развития механоактивированной динамической полигонизации при волочении. Эти особенности

структуры объясняют тот факт, что катанка, полученная по ПС-технологии, показала низкую обрывность при волочении проволоки с большими степенями деформации без промежуточной смягчающей обработки.

4. Выводы

1. ПС-технология обеспечивает рост плотности, проводимости, микротвёрдости и прочности материала проволоки по мере увеличения степени деформации при волочении без промежуточного отжига. Стандартная технологии прокатки совмещенная с волочением приводит к росту микротвердости и прочности, но снижению проводимости и плотности.
2. Повышение пластичности, плотности и проводимости материала при холодном волочении после ПС-технологии обеспечивается за счет реализации механизма механоиндуцрованной динамической полигонизации.
3. Катанка, полученная по ПС-технологии, в процессе волочения в проволоку показала высокую технологичность, низкую обрывность, высокую проводимость, что дает возможность рекомендовать технологию прокатки со сдвигом, совмещенную с холодным волочением, для получения стальной проволоки электротехнического назначения.

Литература

[1] А.А. Богатов, О.И. Мижирицкий, С.С. Смирнов, *Ресурсы пластичности металлов при обработке давлением* (Металлургия, М., 1988).
[2] В.А. Луценко, В.В. Парусов, Н.В. Андрианов, В.А.Тищенко // *Сталь* **10** (2004) 68.
[3] В.А. Харитонов, А.Г. Корчунов, М.В.Зайцева // *Производство проката* **8** (2005) 21.
[4] Г.С. Гун, М.В. Чукин, Д.Г. Емалеева // *Вестник МГТУ им. Г.И. Носова* **3** (2007) 84.
[5] Е.Г. Пашинская, *Физико-механические основы измельчения структуры при комбинированной пластической деформации* (Вебер, Донецк, 2009).
[6] Р.З. Валиев, И.В. Александров, *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией* (Логос, М., 2000).
[7] Т.Н. Чащухина, М.В. Дегтярев, Л.М. Воронова // *Физика металлов и металловедение* **91** (5) (2001) 75.
[8] Ф.З. Утяшев, Ф.У. Еникеев, В.В. Латыш // *Металлы* **4** (1998) 72.
[9] Е.Г. Пашинская, М.М. Мышляев, С.Ю. Миронов, В.Н. Варюхин // *Физика металлов и металловедение* **105(1)** (2008) 86.
[10] Е.Г. Пашинская, А.А. Толпа // *Металлы* **5** (2004) 85.
[11] Е.Г. Пашинская, А.А. Толпа, В.Н. Варюхин, В.В. Столяров. // *Физика и техника высоких давлений* **17(3)** (2007) 126.
[12] Е.Г. Пашинская, Д.П. Кукуй, А.Г. Маншилин, А.В. Феофилактов // *UA Патент Украины 13768*.
[13] А.А. Толпа, Е.Г. Пашинская, А.М. Максаков // *Литье и металлургия* **30** (2) (2004) 121.
[14] Е.Г. Пашинская, В.Н. Варюхин М.М. Мышляев, В.В. Столяров, В.М. Ткаченко, И.И. Тищенко // *Металлофизика и новейшие технологии* **31(10)** (2009) 1399.
[15] Е.Г. Пашинская, Ю.Н. Подрезов, В.В. Столяров, И.И. Тищенко, А.В. Завдовеев // *Физика и механика материалов* **15** (2012) 26.
[16] E. Pashinska, V. Varyukhin, M. Myshlaev, A. Zavdoveev // *Advanced Engineering Materials* **16(1)** (2014) 26.
[17] Г.И. Рааб, *Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук* (УГАТУ, Уфа, 2009).

[18] М. Беккерт, Х. Клемм *Справочник по металлографическому травлению* (Металлургия, М., 1979).
[19] В.А. Белошенко, В.З. Спусканюк, В.Ю. Дмитренко, В. В. Чишко, Л. Ф. Сенникова, Ю.И. Непочатых // *Вопросы материаловедения* **70(2)** (2012) 90.
[20] А.Н. Матвеев, *Электричество и магнетизм* (Высш. школа, М., 1983).
[21] L.S. Metlov // *Physical Review E* **81** (2010) 051121.
[22] L.S. Metlov // *Physical Review Physical Review Letters* **106** (2011) 165506.
[23] L.S. Metlov // *Physical Review E* **90 (**2014**)** 022124.
[24] Л.М. Метлов, А.В. Завдовеев // *Журнал нано- и электронной физики* **4(2)** (2012) 02013-1.

NON-TRIVIAL CHANGES IN PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF LOW CARBON STEEL WIRE, PRODUCED BY ROLLING WITH SHEAR AND COLD DRAWING

E.G. Pashinskaya[1*], A.V. Zavdoveev[2], L.S. Metlov[1],

Y.I. Nepochatikh[1], A.A. Maksakova[1], V.M. Tkachenko[1]

[1]Donetsk Institute for physics and engineering named after A.A. Galkin of the National Academy of Sciences of Ukraine, 72 R. Luxemburg, Donetsk, 83114, Ukraine

[2]Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, 11 Bozhenka, Kyiv, 03680, Ukraine

*e-mail: pashinska@mail.ru

Abstract. The hereditary influence of the initial wire rod structure on the structure and physical-mechanical properties of the steel wire 08G2S, manufactured by rolling with shear, combined with the cold drawing is investigated. For comparison, the structure and properties of samples of the same steel wire, produced by commercial technology of rolling and drawing, were investigated. It has been shown that formation of the special structural state of low carbon steel by rolling with shear provides the increasing of the ductility and electric conductivity of wire in combination with satisfactory technological plasticity.

References

[1] A.A. Bogatov, O.I. Mizhiritsky, S.S. Smirnov, *Resources of plasticity of metals under pressure treatment* (Metallurgy, Moscow, 1988).
[2] V.A. Lutsenko, V.V. Parusov, N.V. Andrianov, V.A. Tischenko // *Steel* **10** (2004) 68.
[3] V.A. Kharitonov, A.G. Korchunov, M.V.Zaytseva // *Rolled Products Manufacturing* **8** (2005) 21.
[4] G.S. Goon, M.V. Chukin, D.G. Emaleeva // *Vestnik UGATU* **3** (2007) 84.
[5] E.G. Pashinskaya, *Physical and mechanical basics of the structure refinement by the methods of combined plastic deformation* (Weber, Donetsk, 2009).
[6] R.Z. Valiev, I.V. Aleksandrov, *Nanostructured materials produced by severe plastic deformation* (Logos, Moscow, 2000).

[7] T.N. Chashchukhina, M.V. Degtyarev, L.M. Voronov // *The Physics of Metals and Metallography* **91(5)** (2001)
[8] F.Z. Utyashev, F.W. Enikeev, V.V. Latvian // *Metals* **4** (1998) 72.
[9] E.G. Pashinskaya, M.M. Myshlyaev, S. Yu. Mironov, V.N. Varyukhin // *The Physics of Metals and Metallography* **105(1)** (2008) 86.
[10] E.G. Pashinskaya, A.A. Tolpa // *Metals* **5** (2004) 85.
[11] E.G. Pashinskaya, A.A. Tolpa, V.N. Varyukhin, V.V. Stolyarov // *High Pressure Physics and Technology* **17(3)** (2007) 126.
[12] E.G. Pashinskaya, D.P. Kukui, A.G. Manshilin, A.V. Feofilaktov // *UA Ukraine Patent* 13768.
[13] A.A. Tolpa, E.G. Pashinska, A.M. Maksakov // *Cast and Metallurgy* **30(2)** (2004) 121.
[14] E.G. Pashinskaya, V.N. Varyukhin, M.M. Myshlyaev, V.V. Stolyarov, V.M. Tkachenko, I.I. Tischenko // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii* **31(10)** (2009) 1399 (in Rusian).
[15] E.G. Pashinskaya, Y.N. Podrezov, V.V. Stolyarov, I.I.Tishchenko, A.V. Zavdoveev // *Materials Physics and Mechanics* **15** (2012) 26.
[16] E. Pashinskaya, V. Varyukhin, M. Myshlaev, A. Zavdoveev // *Advanced Engineering* Materials **16(1)** (2014) 26.
[17] G.I. Raab, *Abstract of dissertation for the degree of Doctor of Technical Sciences* (Ufa State Aviation Technical University, Ufa, 2009).
[18] M. Beckert, H. Klemm, *Handbook of metallographic etching* (Metallurgy, Moscow, 1979).
[19] V.A. Beloshenko, V.Z. Spuskanyuk, V.Y. Dmitrenko, V.V. Chishko, L.F. Sennikova, Y.I. Nepochatov // *Problems of Materials Science* **70(2)** (2012) 90.
[20] A.N. Matveev, *Electricity and Magnetism* (High School, Moscow, 1983).
[21] L.S. Metlov // *Physical Review E* **81** (2010) 051121.
[22] L.S. Metlov // *Physical Review Physical Review Letters* **106** (2011) 165506.
[23] L.S. Metlov // *Physical Review E* **90 (**2014**)** 022124.
[24] L.M. Brooms, A.V. Zavdoveev // *Journal of Nano- and Electronic Physics* **4(2)** (2012) 02013-1.