

Диссертационный совет 31.1.007.01
при Государственном научном центре
ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»
ул. Радио, 23/ 9, г. Москва, 105005

ОТЗЫВ

на автореферат диссертационной работы Ролдугиной Анны Сергеевны
«Влияние сегрегационных эффектов на формирование кристаллографической текстуры и
структуры на различных этапах производства электротехнической анизотропной стали с
различным содержанием олова»
представленной на соискание учёной степени кандидата технических наук по специальности
2.6.1. «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов.»

Я, Щеренкова Ирина Сергеевна, кандидат технических наук, сотрудник старший инженер
ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат» Дирекции по разработке новых продуктов,
ознакомилась с авторефератом и текстом диссертации.

Диссертационная работа Ролдугиной А. С. посвящена исследованию влияния олова на
кристаллографическую текстуру, кинетику процессов, структуру анизотропной электротехнической
стали (ЭАС) на различных переделах. Олово относится к элементам, склонным к сегрегации на
границах зерен, поэтому оно достаточно активно используется в технологии производства
анизотропной электротехнической стали по методу приобретенного ингибитора. Показано, что на
данный момент отсутствует полное понимание механизмов влияния сегрегации олова на процессы
формирования свойств, поэтому в данной диссертационной работе была сделана попытка
определения механизмов влияния сегрегации олова на формирование и эволюцию
кристаллографической текстуры и структуры в процессе производства электротехнической
анизотропной стали.

Далее по тексту приведены замечания по диссертационной работе:

1. В своей работе Ролдугина А. С. оценивает влияние сегрегационных эффектов олова
на формирование текстуры и структуры ЭАС, но при этом изначально приводится неполный
химический состав сплавов, где указаны только *«сталь А с высоким содержанием олова (0,05-0,1%
(масс.)) и низким содержанием хрома (<0,05% (масс.)) и сталь В со средним содержанием олова
(<0,05% (масс.) и высоким содержанием хрома (0,10-0,15% (масс.))»* (стр. 52). На всем протяжении
работы автор не разделяет влияние олова и хрома, следовательно, невозможно точно определить,
какой конкретно элемент влияет на видимые различия результатов экспериментов. Поэтому все
утверждения, сделанные в диссертации о «влиянии олова» можно принять недоказанными и не
базирующимися на корректном дизайне эксперимента.

Таким образом, п. 1. Научной новизны не подтвержден, что связано некорректным
дизайном эксперимента и отсутствием количественных данных о сегрегации.

Необходимо отметить, что сталь с содержанием олова (<0,05%) названа сталью со «средним
содержанием олова». В диссертационной работе не приведены исследования, относящиеся к
стали, не содержащей олова и хрома, и которую можно было бы принять за референтную сталь.
Поэтому утверждения о положительной или иной роли олова взяты, по всей видимости, из
литературных источников, а заключение, сделанной в конце работы (п. 5, п. 7 стр. 141) о том, что
«для получения конечного продукта ЭАС ... химический состав со средним содержанием олова

подходит лучше, чем состав с повышенным содержанием олова» может быть отнесен одинаково справедливо и к стали, не содержащей олова. Подобный логический вывод ставит под сомнение корректность центрального вывода диссертации о том, что именно олово в указанных концентрациях является фактором улучшения свойств.

2. Ролдугина А. С. не оценивает влияние ингибиторной фазы на механизмы формирования текстуры и структуры на всем протяжении работы. Автор исследует влияние легирования оловом на рекристаллизацию в стали, где основным механизмом контроля структуры являются дисперсные частицы (AlN и др.). При сравнении двух составов, различающихся по содержанию Sn и Cr, автор не приводит данных о размере, плотности и распределении ингибиторных частиц. Без этих данных невозможно разделить вклад сегрегации Sn и изменение ингибиторной фазы. При этом автор в литературном обзоре (стр. 15 - 17) описывает важную роль ингибиторной фазы в производстве ЭАС, но не делает попыток исследовать поведение частиц в своих исследованиях. Не показано, что поведение ингибитора в сталях А и В одинаково, следовательно, не доказано, что наблюдаемые различия вызваны именно оловом. При этом собственные данные Ролдугиной А. С. намекают на роль ингибиторов, но она упорно их игнорирует. Например, в Главе 5, образец В (+50 ppm N) она показывает, что при повышении азота (а значит, увеличении количества нитридов) картина вторичной рекристаллизации резко меняется. Появляются зоны нормального роста, островковые зерна. Это прямое доказательство того, что ингибиторная фаза критически важна для полного понимания процессов. Но она не связывает это с различиями между ингибиторной фазой А и В.

3. В Главе 3 автор описывает исследование кинетики процесса первичной рекристаллизации в ЭАС. С помощью метода Уиттакера происходит пересчет из неизотермических условий в изотермические. При этом параметры уравнения Аврами для обеих сталей вычислены с использованием фиксированной энергии активации $Q = 230$ кДж/моль, взятой из литературы (стр. 62) для сталей иного химического состава. Собственных измерений энергии и оценки разности величины между энергиями активации для исследуемых сталей не проводилось. Поскольку эквивалентное время t_{eq} , используемое во всех последующих кинетических расчётах, напрямую зависит от выбранного значения Q (формула 9, стр. 63), использование непроверенной энергии активации делает необоснованными все вычисленные параметры уравнения Аврами. Она не показала, что экспериментальные точки ложатся на теоретическую кривую при каждом значении n . Она просто провела линию через всё. Таким образом, кинетический анализ Главы 3 не имеет достаточного экспериментального обоснования, а все выводы о влиянии олова на кинетику рекристаллизации не могут считаться достоверными. Также не указана температура, принятая за температуру изотермического процесса и не пояснен ее выбор.

4. Вычисленные параметры k и n противоречат друг другу в диссертации и в статье Ролдугина, А. С., Рязанов, М. В., Парахин, В. И. *Закономерности процесса первичной рекристаллизации высокопроницаемой электротехнической анизотропной стали с дополнительными легирующими добавками* / А. С. Ролдугина, М.В. Рязанов, В.И. Парахин // *Физика металлов и металловедение*. – 2024. – Т.125. – № 7– С. 831-839. [76]. В диссертации $k_A = 0.345 \pm 0.14$, $k_B = 0.375 \pm 0.152$, в статье $k_A = 0.47 \pm 0.02$, $k_B = 0.54 \pm 0.02$. Аналогично меняет свое значение параметр n : в диссертации $n_A = 1,41 \pm 0.49$, $n_B = 1,62 \pm 0.49$, в статье $n_A = 1,39 \pm 0,35$, $n_B = 1,54 \pm 0,37$. Относительная ошибка в диссертации параметра k — 40.5%, в статье — 4.2%. Отсутствие комментариев о причинах расхождения между опубликованными и представленными в диссертации коэффициентами ставит под сомнение воспроизводимость кинетического анализа и корректность интерпретации вычисленных параметров как физических характеристик процесса рекристаллизации. Кроме того, в работе не указаны доверительные интервалы для экспериментальных точек на представленном графике (рис.

21), что ставит под сомнение статистическую достоверность вывода о более быстром процессе рекристаллизации в стали В. Таким образом, П. 2 Научной новизны (стр. 7) и п. 1 Заключение (стр. 140) дискредитированы расхождением численных значений между диссертацией и статьей, произвольной подгонкой модели и непроверенным значением энергии активации.

5. В Главе 3 происходит произвольное разбиение на стадии процесса на 3 стадии без объяснения физического обоснования для границ этих стадий. Не показано, что физические предпосылки для 3-стадийности в исследуемых сплавах те же, что и у авторов [83] и [84]. В работе [83] Zhang, X.. *Precipitate evolution in grain oriented electrical steel and high strength low alloy steel* /X. Zhang // *University of Groningen*. – 2020. автор так же делит процесс первичной рекристаллизации на 3 стадии (стр. 107), но у него эксперимент был проведен в изотермических условиях (отжиг при температуре 650 °С в течение 2 мин., 6, мин., 15 мин., 30 мин., 1 ч. 2 ч и 8 ч). Авторы [84] Oyarzábal, M. *Effect of stored energy and recovery on the overall recrystallization kinetics of a cold rolled low carbon steel* также проводят эксперимент в изотермических условиях (отжиг при температуре 600 °С). В таких условиях все параметры (скорость зарождения, скорость роста) зависят только от времени, но не от меняющейся температуры. Ролдугина А. С. применяет тот же прием для данных, полученных в неизотермических условиях, где механизмы рекристаллизации могут меняться не из-за смены «стадий», а просто потому, что растёт температура, например, границы становятся более подвижными, ингибиторы растворяются и т. д.. Её разбиение на стадии в координатах модели Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврами после пересчёта t_{eq} не имеет того же физического смысла, что у автора [83]. Более того, её пересчёт в t_{eq} зависит от выбранного Q . Если реальное Q для стали А отличается от реального Q для стали В (что весьма вероятно из-за разного содержания, как минимум, олова и хрома), то её «третья стадия» может оказаться артефактом пересчёта. Она не показала, что на первой стадии – зарождение, на второй – рост, на третьей собирательная рекристаллизация. Без этого разбиение произвольно. Авторы [83] и [84] эта проблема не касается, потому что они работают в изотермике и автор [83] не использует пересчёт с Q . Таким образом, Ролдугина А. С. использовала методологически неверный подход при разбиении на 3 стадии своего процесса рекристаллизации. Ее интерпретация третьей стадии как доказательства того, что олово тормозит границы зерен не подкреплена ни прямыми наблюдениями, ни анализом погрешностей.

6. На стр. 65-66 диссертационной работы Ролдугина А. С. дает следующее объяснение полученному коэффициенту n : «В настоящей работе при условии одностадийного протекания процесса рекристаллизации получены значения параметра n , равные $\sim 1,4-1,6$. Эти значения могут соответствовать диффузионному росту зародышей рекристаллизации в двух измерениях с непостоянной скоростью образования зародышей рекристаллизации. Данная интерпретация вступает в противоречие с визуально наблюдаемым на картах EBSD ростом зародышей рекристаллизации в трех измерениях», при этом делается вывод (стр. 64), что «из сравнения параметров уравнений кинетики рекристаллизации, сталь В склонна к более быстрой рекристаллизации». Затем на стр. 66 при разделении на 3 стадии получается, что $n=2,53$ (А) и $n=2,29$ (В). Значит ли это, что теперь уже сталь А имеет более высокий коэффициент n , что в модели Аврами означает другой механизм роста? Сначала автор заявляет, что добавка Sn (сталь А) замедляет рекристаллизацию (меньше k , меньше n). Потом, при делении на стадии, получает, что у этой же стали n выше. Нет объяснения, почему разбивка на 3 стадии правомерна, а одностадийная модель — нет. Складывается впечатление, что автор подгоняет математику под желаемый вывод, где величина коэффициента покажет подтверждение наблюдаемому эффекту роста зерен во всех измерениях. Если при разном способе обработки одних и тех же данных n меняется от 1,4 до 2,5— значит, эксперимент спланирован неверно для описания кинетики, либо модель выбрана ошибочно.

7. В Главе 4 п. 4.3, стр. 81 – 82 при исследовании влияния олова на высокоскоростной нагрева Ролдугина А. С. пишет, что *«образцы после моделирования на термомеханическом симуляторе Gleeble-3800 характеризуются высокой разнотекстурностью с более крупными зёрнами вблизи поверхности... Предположительно, такая структура образцов вызвана особенностями нагрева на Gleeble-3800. Были проведены дополнительные эксперименты, которые дали такой же результат... Поэтому было принято предположение, что наблюдаемая разнотекстурность внесена особенностями моделирования»*. Она сама констатирует и показывает на рис. 32, что оборудование для моделирования (Gleeble) вносит неконтролируемый и нехарактерный для реального процесса артефакт в ключевой параметр — микротекстуру и текстуру. Она увидела аномальную разнотекстурность, которой не должно быть, но не поняла ее природу, не устранила ее, а просто "приняла предположение". Таким образом, условия эксперимента на Gleeble создают артефактную микротекстуру с аномально крупными приповерхностными зёрнами, которые не соответствуют промышленной структуре после ХТО. Если нагрев создает неконтролируемый градиент температуры по сечению, который приводит к аномальному росту зёрен у поверхности, как можно гарантировать, что наблюдаемое изменение текстуры (включая рост доли зёрен Госсса) не является артефактом этого градиента? При этом на рис. 35 Ролдугина А. С. демонстрирует распределение по сечению образцов зёрен изучаемых кристаллографических ориентировок, где видно, что в общую статистику также попадают «артефактные» крупные зёрна на поверхности. При этом, на стр. 56 (п. 2.2.4 и на стр. 84 Ролдугина А. С. пишет о том, что дифрактометрический анализ проводился на глубине 1/8 сечения. Данная глубина находится в зоне крупнотекстурной структуры, поэтому статистика текстурных измерений неизбежно искажена вкладом артефактной микротекстуры. Автор не провела верификацию температурного поля в образце, не подтвердила его изотермичность и не исключила влияния градиентного нагрева на формирование текстуры у поверхности. Поэтому зависимости структурных и текстурных составляющих по результатам анализа EBSD и дифрактометрического анализа (рис. 36 и рис. 37) нельзя считать обоснованными и не искаженными ошибкой при моделировании процесса.

8. На рис. 33 приведены значения среднего размера зёрен и среднеквадратического отклонения размера зёрен для сталей А и В после моделирования первичной рекристаллизации с различными скоростями нагрева, кроме того, Ролдугина А. С. констатирует, что *«Среднеквадратичное отклонение в данном случае рассматривается как показатель разнотекстурности. Более низкие значения среднего размера зёрна в стали А объясняются повышенным содержанием олова в данной стали. Сегрегация олова на границах тормозит рост зёрен, что приводит к снижению размера зёрна после первичной рекристаллизации.»* На рис. 33 для стали В в режиме 2 величина СКО практически равна среднему размеру зёрна, а в режиме 1 превышает его. Это означает, что распределение зёрен по размерам является экстремально широким — коэффициент вариации близок к 100% или превышает его. В такой ситуации среднее арифметическое перестаёт быть репрезентативной характеристикой выборки. Это фундаментальная статистическая проблема. Если СКО сравнимо со средним, то усреднение по такой выборке физически бессмысленно — происходит смешение принципиально разные популяции зёрен: мелкие зародыши, средние рекристаллизованные зёрна и крупные зёрна, выросшие по механизму собирательной рекристаллизации. В Главе 4.1 автор делит зёрна на размерные классы именно потому, что они ведут себя по-разному, но здесь, в Главе 4.3, она отказывается от этого разделения и приводит общее среднее, которое не описывает ни одну из популяций. При такой разнотекстурности количественный текстурный анализ в разделе 4.3 выполнен на статистически неоднородном материале, не соответствующем промышленной структуре ЭАС после ХТО. Различия в средних размерах зёрен статистически не значимы при

наблюдаемых СКО. Выводы о влиянии высокоскоростного нагрева на текстуру, сделанные на основе этих данных, не имеют достаточной статистической базы (не проведен даже минимальный статистический анализ). Поэтому вывод о том, что сегрегация олова на границах тормозит рост зерен в данном пункте является утверждением, не имеющим под собой достаточной экспериментальной основы.

9. В работе автор противоречит сама себе. В главе 3 она указывает, что олово тормозит рост зерен, в главе 4.2 она, наоборот, утверждает, что «Исходя из приведенных данных, причиной пониженной объемной доли текстурной компоненты $\{111\}<112>$ в стали А с повышенным содержанием олова является не меньший размер зерен этой компоненты в стали А, а меньшее количество зерен этой компоненты. Меньшее количество зерен с текстурой $\{111\}<112>$ в стали А может объясняться затрудненным формированием зародышей текстуры $\{111\}<112>$ вследствие сегрегации олова на субграницах». Таким образом, в Главе 3 соискатель объясняет замедление рекристаллизации торможением роста зерен оловом, а в Главе 4.2 — затрудненным зарождением. Эти два механизма не являются взаимодополняющими объяснениями одного явления; они противоречат друг другу. Если олово тормозит рост — значит, оно действует на границы зерен. Если оно препятствует зарождению — значит, оно действует на субграницы. Автор не объясняет, почему в одной работе принимаются две взаимоисключающие гипотезы, и какая из них является верной.

10. Соискатель заявляет в качестве научной новизны (п. 4) "разработку методики анализа остроты кристаллографической текстуры" и "вывод формулы для вычисления магнитной индукции". В методике определения остроты текстуры автор предлагает следующую последовательность действий: 1) электрополировка вместо шлифовки; 2) позиционирование по резу лазерной резки; 3) съемка EBSD, экспорт углов Эйлера, пересчет в α , β , γ ; 4) вычисление средневзвешенных значений. Она утверждает, что «разработанная в настоящем исследовании методика по оценке остроты текстуры учитывает все риски внесения отклонений в истинную ориентировку кристаллографической текстуры в образце и успешно минимизирует эти риски». Однако, в диссертационной работе не приведено никаких сравнительных данных по результатам в образцах, подготовленными предлагаемым методом и традиционным (шлифовка + запрессовка). В описании методики отсутствует пояснение, как происходила калибровка и верификация референсного направления, а электрополировка и выравнивание по резу используются давно при анализе EBSD, что отражает несостоятельность притязаний автора на новизну в данном пункте работы.

11. В формуле (15.1) (стр. 115) автор приводит формулу, взятую из труда Shilling, J. Magnetic properties and domain structure in grain-oriented 3% Si-Fe (1974). При этом автор добавляет собственный коэффициент с дополненными значениями стандартных отклонений углов α и β ($-0.27 \times \sigma_{\alpha, \beta}$) и подаётся как оригинальный вклад. Но отклонения $\sigma_{\alpha, \beta}$ она считает от средневзвешенного значения угла, что является некорректным, так как кристаллографические ориентации и углы Эйлера не являются линейными величинами. При этом в формуле (15.1) первый член уравнения измеряется в Тл (индукция насыщения), а второй, авторский коэффициент — величина безразмерная. Ролдугина А. С. совершает, по сути, недопустимую по правилам размерностей операцию: берет разность между размерной величиной и безразмерной. Это означает, что добавочный коэффициент был подобран самостоятельно по пяти, как указано в диссертации, экспериментальным точкам без учета физического смысла процедуры. При этом, исходя из рис. 50, где происходит сравнение расчетных значений по формуле, предложенной в настоящем исследовании и формулам из работ [6] и [39], очевидно, что величина индукции в образцах В, 4 и 5, посчитанная по формулам из других источников (в 3 образцах из 5), имеет лучшую сходимость с экспериментальными значениями (сходимость образцы В: 0,3% и 0,1%, образец 4:

1,2% и 0,4%, образец 5:0,5% и 0,2% у автора и формулы из другого источника соответственно). Приведенный в качестве единственного доказательства лучшей сходимости расчетных и экспериментальных $R^2 = 0,93$ нельзя считать достоверным, так как при определении коэффициента корреляции большую роль играет объем выборки, который у Ролдугиной А. С. не является статистически значимым: выборка 5 образцов. По факту, такой высокий коэффициент корреляции всего лишь артефакт малой выборки данных.

Нельзя не заметить, что в работе [102] Ролдугина, А.С. «Формирование текстуры в процессе вторичной рекристаллизации в высокопроницаемой электротехнической анизотропной стали с различными легирующими добавками» автор уже проводила исследование этого же набора образцов, но там, в статье (стр. 36) она использует другую формулу: $B_{800} = 1.99 / (\cos(0.5\alpha + 0.55\beta) + \sin(0.5\alpha + 0.55\beta))$. Это формула из работы Bernier et al. [39]. И результаты расчётов по ней дают ошибку менее 0.5% относительно эксперимента, что является лучшим результатом по сравнению с результатами по предложенной в работе формуле. В диссертации Ролдугина А. С. утверждает, что ее формула является научной новизной, но при этом умалчивает, что она уже использовала формулу, дающую меньшую погрешность. При этом, она использует в статье, по сути, не прямую формулу, указанную в источнике литературы, а гибрид из [39] стр. 48: значение $B_{\max} = 1,99$ Тл соответствует их fit по модели (8d) и подставляет в модель (8b), где указано $J_s = a_1 = 2,03$ Тл. Кроме того, в статье и в диссертации используются разные значения индукции насыщения B_s для одних и тех же образцов. В статье: $B_s = 1,99$ (взято из работы Bernier et al., 2013). В диссертации: $B_s = 2,03$ Тл. B_s — это физическая константа материала (индукция насыщения). Для Fe-3%Si при комнатной температуре она действительно около 2,03 Тл. 1,99 Тл — это заниженное значение. Ролдугина А. С. не объясняет и не показывает, что будет, если подставить 1,99 в ее формулу, что ставит под сомнение не только достоверность предложенной формулы, но и сам факт наличия в работе пункта научной новизны №4. По существу, соискатель использовала две разные версии расчёта для одного и того же набора данных, опубликовав ту из них, которая выглядит как "оригинальная", но даёт худшую сходимость с экспериментом, и умолчав о применении ранее альтернативной формулы из литературы, которая давала лучший результат. Это характеризует не столько научную новизну, сколько непоследовательность автора в выборе расчётных методик.

Нельзя не отметить системные проблемы работы

Перечисленные выше замечания не являются набором случайных ошибок. Они образуют устойчивую систему, пронизывающую диссертацию от постановки задачи до итоговых выводов:

Несоответствие заявленной теме. В названии и цели работы заявлены «сегрегационные эффекты», однако в главах 3-5, составляющих основной объем исследования, автор ни разу не приводит прямого экспериментального доказательства сегрегации олова на границах рекристаллизованных зерен. Утверждения «олово сегрегирует и тормозит границы» остаются голословными. Единственное наблюдение сегрегации сделано в Главе 6 на границе оксид-матрица, что не имеет отношения к механизмам, обсуждаемым в главах 3-5.

Подмена наблюдения доказательством. Автор систематически использует слово «механизм» там, где речь идет лишь о наблюдении или гипотезе. Вывод о преимущественном ориентированном росте (Глава 4) сделан на основе статичного сопоставления текстур, без единого измерения скорости миграции границ. Вывод о роли специальных границ при вторичной рекристаллизации (Глава 5) основан на косвенных признаках, что признано и Ведущей организацией. Вывод о торможении границ оловом (Глава 3) сделан без измерения энергии активации.

Игнорирование ключевых факторов. На протяжении всей работы автор игнорирует ингибиторную фазу, без анализа которой обсуждение механизмов рекристаллизации в ЭАС теряет

физическую основу. Автор не разделяет влияние олова и хрома. Автор не учитывает процесс возврата. Автор выдает артефакт оборудования (Gleeble) за физический результат. Каждый из этих факторов мог бы полностью объяснить наблюдаемые эффекты без привлечения гипотезы о сегрегации олова.

Отсутствие статистической культуры. Доверительные интервалы не указаны, погрешности не обоснованы, количественные критерии классификации структурных составляющих произвольны, а ключевые выводы делаются на выборке из 5 образцов. Работа не соответствует базовым требованиям воспроизводимости научного результата.

Противоречия с собственными публикациями. Различие ключевых параметров модели Аврами в диссертации и в статье. Формула расчета магнитной индукции, заявленная как научная новизна, дает худшую сходимость с экспериментом, чем формула из литературы, которую автор использовала ранее и скрыла этот факт в диссертации.

Таким образом, диссертационная работа Ролдугиной А.С. не является завершенным научным исследованием, удовлетворяющим критериям, предъявляемым к кандидатским диссертациям. Ни один из семи заявленных пунктов научной новизны не имеет достаточного экспериментального обоснования. Работа не соответствует требованиям п. 9-14 «Положения о присуждении ученых степеней», а ее автор, Ролдугина Анна Сергеевна, не заслуживает присуждения ученой степени кандидата технических наук по специальности 2.6.1 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов».

Я, Щеренкова Ирина Сергеевна, даю согласие на включение своих персональных данных во все документы, связанные с работой совета и их дальнейшую обработку.

Отзыв составила:

Щеренкова Ирина Сергеевна

Учёная степень: кандидат технических наук
по специальности 05.16.01. Metallovedeniye i
termicheskaya obrabotka metallov i spлавов

Должность: старший инженер

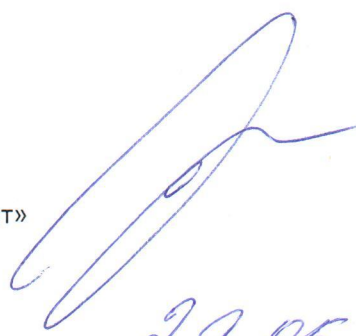
Дирекции по исследованиям и разработкам новых продуктов

Место работы: ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат»

Почтовый адрес: 398040, г. Липецк, пл. Металлургов, д. 2

Телефон: +7-920-246-32-85

Электронная почта: shcherenkova_is@icloud.com



29.05.2016

Российская Федерация

Город Липецк Липецкая область

Двадцать второго мая две тысячи двадцать шестого года

Я, Умкеева Альбина Владимировна, временно исполняющая обязанности нотариуса Полякова Александра Владимировича нотариального округа города Липецка, свидетельствую подлинность подписи Щеренковой Ирины Сергеевны.

Подпись сделана в моем присутствии.

Личность подписавшего документ установлена.

Зарегистрировано в реестре: № 48/32-н/48-2026-2-528.

Уплачено за совершение нотариального действия: 1600 руб. 00 коп.



А.В.Умкеева

14 мая 2016



Прошито, пронумеровано и скреплено печатью 7 (семь) листов.

А.В.Умкеева

[Signature]