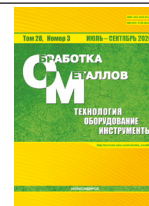




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Определение взаимосвязи между структурой, свойствами и деформированным состоянием при растяжении стали 09Г2С

Юлия Худорожкова^{1, а, *}, Сергей Буров^{1, б}, Анна Поволоцкая^{1, 2, в}, Дмитрий Вичужанин^{1, д}

¹ Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

² Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. Софьи Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0003-3832-1419>,  khjv@mail.ru; ^б  <https://orcid.org/0000-0002-0413-1054>,  burchitai@mail.ru;

^в  <https://orcid.org/0000-0002-8301-5069>,  anna.povolotskaya.68@mail.ru; ^д  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>,  [mmm@imach.uran.ru](mailto:mmmm@imach.uran.ru)

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.14.017:539.382

История статьи:

Поступила: 14 июня 2026

Рецензирование: 23 июня 2026

Принята к печати: 11 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Пластическая деформация
 Одноосное растяжение
 Очаг разрушения
 Деформационный рельеф
 Степень деформации
 Моделирование деформации
 Шероховатость поверхности

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственных заданий Минобрнауки России для ИМАШ УрО РАН (по теме № 124020700063-3) и ИФМ УрО РАН (по теме «Диагностика» № 122021000030-1).

Благодарности

При выполнении работы было использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» при ИМАШ УрО РАН и ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» при НГТУ. Для оценки напряженно-деформированного состояния в процессе деформации в пакете конечно-элементного анализа ANSYS построена модель образца и выполнено моделирование испытания на растяжение. Расчеты выполнены на суперкомпьютере «Уран» в ИММ УрО РАН.

АННОТАЦИЯ

Введение. Несмотря на высокую степень изученности, структурные превращения при пластической деформации остаются приоритетным направлением научных исследований в области материаловедения. Разные подходы сходятся в том, что деформация металла развивается от микро- к макромасштабам, а смена стадий – это скачкообразная потеря устойчивости структуры, которая неизбежно завершается локализацией сдвига и разрушением в шейке образца. **Цель работы.** Определение соотношения стадий пластической деформации со структурой, топографией поверхности и микромеханическими характеристиками подвергнутого одноосному растяжению распространенного конструкционного материала – стали 09Г2С. **Методы исследования.** В работе исследованы гантелеобразные плоские образцы конструкционной стали 09Г2С до и после одноосного растяжения. Выполнено моделирование процесса растяжения образца методом конечных элементов, получено распределение параметров напряженно-деформированного состояния. Структуру изучали методами оптической и растровой электронной металлографии. Параметры шероховатости поверхности определяли методом оптической профилометрии. Для определения микромеханических характеристик проведено кинетическое микроиндентирование. **Результаты и обсуждение.** Установлено однозначное соответствие между параметрами шероховатости, стадий и степенью деформации стали 09Г2С. Установлено, что около трети находятся самые большие степени деформации, структура не имеет выраженных колоний перлита и присутствуют вытянутые ферритные зерна, границы между которыми кое-где декорированы фрагментированными пластинками цементита. Четко прослеживаются несплошности, вытянутые поры деформационной природы. Поверхностный рельеф обусловлен скольжением мезо- и макрополос. Проанализирована взаимосвязь механических свойств стали со структурами, полученными на различных стадиях – от начала пластического деформирования и вплоть до образования макротрещины. Показано, что применение оптической профилометрии, структурных методов исследования, а также микромеханических испытаний при инструментальном индентировании позволяет достоверно регистрировать изменения структуры на различных участках образцов стали 09Г2С после статического нагружения.

Для цитирования: Определение взаимосвязи между структурой, свойствами и деформированным состоянием при растяжении стали 09Г2С / Ю.В. Худорожкова, С.В. Буров, А.М. Поволоцкая, Д.И. Вичужанин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 205–228. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-205-228.

*Адрес для переписки

Худорожкова Юлия Викторовна, к.т.н.
 Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова
 Уральского отделения Российской академии наук,
 ул. Комсомольская, 34,
 620049, г. Екатеринбург, Россия
 Тел.: +7 904 387-50-59, e-mail: khjv@mail.ru

Введение

Высокая степень изученности деформационного упрочнения металлов подтверждается обилием профильных публикаций как в России, так и за рубежом [1–14]. В этих работах авторы

детально анализируют кинетику структурной эволюции, сопровождающей пластическое течение материалов на всех его этапах. Металлические материалы, находящиеся в однофазном состоянии, часто используют как модельные, хотя в ряде работ рассматривается поведение материалов с гетерофазной структурой в процессе статического и усталостного нагружения [15–20]. Основной объем составляют исследования структурных изменений, протекающих в металлах при статическом или квазистатическом нагружении при комнатной температуре. Разрушение в рассматриваемых условиях предопределено дислокационным скольжением. Именно этот механизм активирует пластическое течение и последующее повреждение структуры. Разрушение рассматривается как заключительная стадия пластического течения материала, обусловленная потерей сдвиговой устойчивости на макроскопическом уровне [21–23]. При этом на каждом масштабном уровне пластическое течение в нагруженном материале развивается локализовано [24, 25].

Начальным этапом процесса на микромасштабном уровне служит блокирование деформационных дефектов и генерация дислокационных скоплений в плоскостях скольжения. Дальнейшее развитие деформации приводит к ее локализации на мезоуровне. В работах [26, 27] авторы связывают этот этап с развитием полос сдвига и формированием некристаллографических зон скольжения, которые генерируются межзеренными концентраторами напряжений. В то же время в исследовании [28] показана роль двойных спиралей локализованного пластического течения, характерных для деформирования наноструктурированных поверхностных слоев. На макромасштабном уровне формируются макрополосы локализованного пластического течения. Поскольку средний уровень прикладываемых нагрузок не приводит к мгновенной перестройке всего объема материала, то пластический сдвиг протекает как сумма дискретных сдвигов, принимая форму локальных структурных трансформаций. Каждому пространственному масштабу деформационной локализации отвечает строго эквивалентный класс концентраторов напряжений. Сами же структурные метаморфозы строго ограничены пространством деформирования: они зажаты либо в пределах микроскопических

ядер дислокаций, либо в границах мезоскопических полос локализованного течения.

Статьи трех групп авторов [1–5, 7–10, 29] содержат масштабирование кривой «напряжение – деформация». В статьях академика В.Е. Панина и соавторов выделяется три стадии деформации, обусловленных тремя типами сдвигов. В работах Н.А. Коневой с соавторами выделяется пять стадий деформирования, обусловленных сменой деформационной структуры. В работе Л.Б. Зуева и Ю.А. Хона деформация делится на четыре стадии с упоминанием о том, что деформация идет за счёт локализации в отдельных зонах. Авторы описывают один и тот же физический процесс, но используют разные физические подходы. Называя стадии деформирования по-разному и обращая внимание на разные изменения, происходящие в структуре, все авторы согласны, что деформация не происходит на одном уровне, процесс развивается от микромасштабов к макромасштабам. Эти подходы сходятся в том, что структуры, возникающие на разных стадиях деформации, подчиняются законам масштабной инвариантности, а смена стадий на кривой «напряжение – деформация» – это всегда момент перестройки геометрии локализации: смена типа дислокационной структуры, смена типа автоволны или смена масштабного уровня. Переход от одной стадии упрочнения к другой на кривой деформации трактуется всеми авторами как потеря устойчивости текущей структуры. Когда дислокационная структура, мезообъем или автоволна исчерпывают свою способность накапливать энергию без изменения формы, система скачком переходит на новый энергетический и масштабный уровень, что отражается изменением наклона кривой деформирования. Все три модели трактуют макроразрушение образца одинаково: как глобальную, критическую локализацию сдвига в одной неподвижной зоне (шейке). Разрушение трактуется как неизбежный финал эволюции структуры, когда пластическое течение теряет способность распределяться по объему материала.

Как считают авторы [29], недостатком большинства существующих работ является отсутствие внимания к макромасштабным эффектам пластического течения, возникающим из-за неравновесности и нелинейности деформируемой среды. Внимание в основном уделяется эволю-

ции структуры материалов на мезоуровне в процессе деформирования [30–34].

Таким образом, когда инженеру или исследователю приходится иметь дело с реальным материалом, историю деформирования которого нужно диагностировать на основании механических, микромеханических и структурных исследований, то ему нужно четко соотнести стадии деформирования со структурными, топографическими и прочностными характеристиками материала. В этой связи актуальным остается вопрос рассмотрения макроскопических эффектов деформации на разных стадиях процесса пластической деформации стали 09Г2С и их связи с характеристиками деформируемой структуры. Авторы настоящей работы предприняли попытку добиться соотношения стадий деформирования во взаимосвязи со структурой, топографией поверхности образцов и микромеханическими характеристиками подвергнутого одноосному растяжению распространенного конструкционного материала – стали 09Г2С. Сталь 09Г2С является самым распространенным в России материалом для ответственных сварных конструкций; это классическая низколегированная сталь с выраженной ферритно-перлитной структурой, где процессы локализации деформации на мезо- и макроуровнях выражены наиболее ярко, но их стадийность в рамках трех рассмотренных концепций ранее системно не изучалась.

Для исследования структуры и микромеханических свойств в работе использовался комплекс методов, включающий в себя оптическую и растровую электронную микроскопию, метод дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD), профилометрию и инструментальное микроиндентирование. Эти методы выбраны как взаимодополняющие для фиксации стадий локализации деформации: профилометрия оценивает макро- и мезорельеф, инструментальное микроиндентирование фиксирует эволюцию микротвердости и деградацию свойств, а EBSD-анализ выявляет субструктурные изменения и разориентировки.

Цель настоящей работы – определение соотношения стадий пластической деформации со структурой, топографией поверхности и микромеханическими характеристиками подвергнутого одноосному растяжению распространенного конструкционного материала – стали 09Г2С.

Для достижения поставленной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- определение методом конечно-элементного анализа распределения эквивалентных напряжений и деформаций для деформированных образцов;
- исследование структуры на участках образцов с разной степенью деформации методами оптической, растровой электронной микроскопии и методом дифракции обратно рассеянных электронов;
- определение микромеханических свойств на участках образцов с разной степенью деформации;
- изучение деформационного микрорельефа методом оптической профилометрии на участках образцов с разной степенью деформации.

Методика исследований

Исследования проводили на плоских образцах с размерами поперечного сечения 20×4 мм и длиной рабочей части 100 мм, вырезанных из листа низкоуглеродистой конструкционной стали марки 09Г2С (хим. состав в масс. %: 0,073 С; 0,680 Si; 1,11 Mn; 0,066 Cr; 0,061 Ni; 0,125 Cu; 0,039 Al; Fe – остальное). Элементный состав образцов исследовался методом оптико-эмиссионной спектроскопии, реализованным на аналитическом комплексе SPECTROMAXx. После вырезки и шлифовки для снятия остаточных макро- и микронапряжений образцы подвергали докритическому отжигу в вакууме. Отжиг был необходим в связи с тем, что до деформации проводился EBSD-анализ, чувствительный к остаточным напряжениям. Отжиг проводили в вакуумной печи при температуре выдержки 580 °С, время выдержки составляло 40 минут после выхода печи на режим. Это является достаточным для завершения процессов релаксации напряжений без инициации процессов собирательной рекристаллизации и роста зерна феррита, что исказило бы последующие результаты EBSD-анализа. Остаточное давление в печи составляло 10^{-5} мм. рт. ст. для предотвращения окисления и обезуглероживания образцов. Охлаждение образцов проводили с печью.

На рис. 1 представлено схематическое изображение образцов до и после растяжения на разрывной машине INSTRON 8801. Скорость

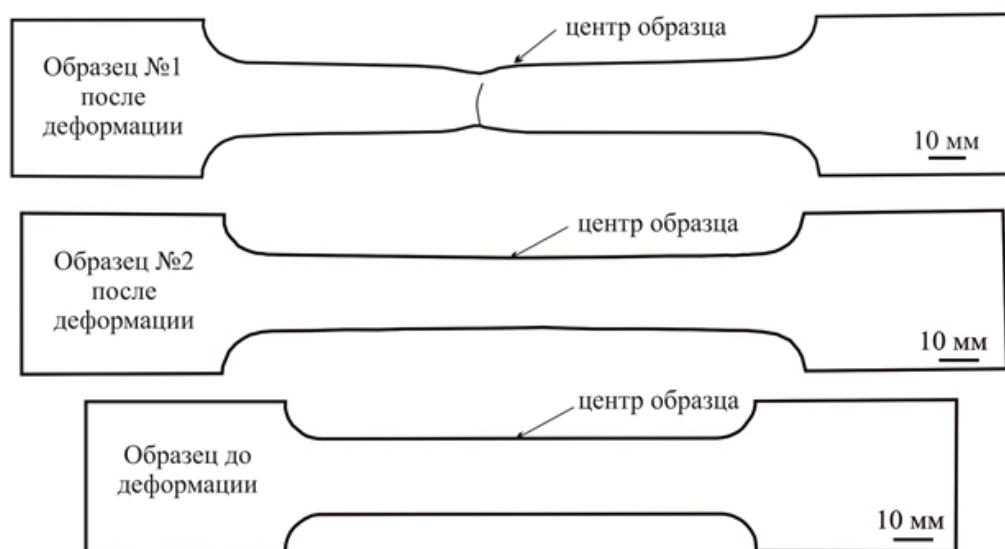


Рис. 1. Эскиз образцов до и после деформации

Fig. 1. Schematic of specimens before and after deformation

перемещения подвижной траверсы составляла 1 мм/мин. Два образца (1 и 3) растягивали до образования очага разрушения, а один – до момента локализации деформации в виде шейки.

Максимальное раскрытие трещины на образцах 1 и 3 длиной около 10 мм составило примерно 0,5 мм.

По результатам испытания определены стандартные механические свойства стали: предел текучести физический $\sigma_T = 350$ МПа и временное сопротивление $\sigma_B = 500$ МПа. Построена также диаграмма инженерных напряжений – деформаций (рис. 2), в которой σ и ϵ рассчитывали по формулам

$$\sigma = \frac{P}{F_0}; \quad (1)$$

$$\epsilon = \frac{l - l_0}{l_0} 100 \%, \quad (2)$$

где P – текущее усилие растяжения; F_0 – начальная площадь поперечного сечения образца; l_0 – начальная длина рабочей части образца; l – текущая длина рабочей части образца.

Истинные напряжения и деформации до момента начала образования шейки из диаграммы инженерных напряжений – деформаций рассчитывали по формулам

$$\sigma_S = \sigma \left(1 + \frac{\epsilon}{100} \right); \quad (3)$$

$$\epsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(1 + \frac{\epsilon}{100} \right),$$

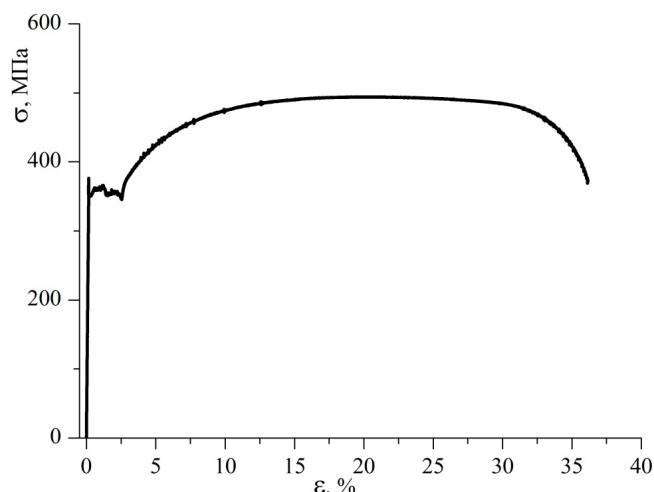


Рис. 2. Диаграмма «напряжение – деформация»

Fig. 2. Stress-strain diagram

После образования шейки истинное напряжение и деформацию можно определить в момент разрушения по формулам

$$\sigma_S = \frac{P_p}{F_p};$$

$$\epsilon_{eq} = \quad (4)$$

$$= \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\left(\ln \frac{t_0}{t_p} \right)^2 + \ln \frac{t_0}{t_p} \ln \frac{a_0}{a_p} + \left(\ln \frac{a_0}{a_p} \right)^2},$$

где t_0 – начальная толщина рабочей части образца; t_p – толщина образца в шейке в момент разрушения; a_0 – начальная ширина рабочей части образца; a_p – ширина образца в шейке в момент

разрушения; P_p – усилие нагружения, соответствующее моменту разрушения; F_p – площадь поперечного сечения в шейке образца после испытания.

Затем начальный участок диаграммы истинных напряжений – деформаций (до образования шейки) можно соединить с точкой, соответствующей моменту разрушения.

Моделирование выполняли с помощью программы конечно-элементного анализа ANSYS. Для материала деформируемого образца принимали изотропную упругопластическую модель с деформационным упрочнением. Использовали конечные элементы SOLID185. Чтобы исключить влияние размера конечно-элементной сетки на результаты решения, было выполнено исследование сеточной сходимости. Размеры сетки варьировали в интервале 1,8...0,8 мм, при этом сравнивали значения полученной максимальной эквивалентной деформации в области шейки. Установлено (рис. 3), что разница в значениях в моделях с размерами сетки 0,8 и 1 мм не превышает 2 %. Поэтому для дальнейших расчетов приняты размеры конечных элементов, равные 0,8 мм. Конечно-элементная модель содержит 46 598 элементов. Кривая истинных напряжений – деформаций, использованная при моделировании, была определена ранее [35] пересчетом диаграммы инженерных напряжений – деформаций по формулам (3) и (4). Применяли ассо-

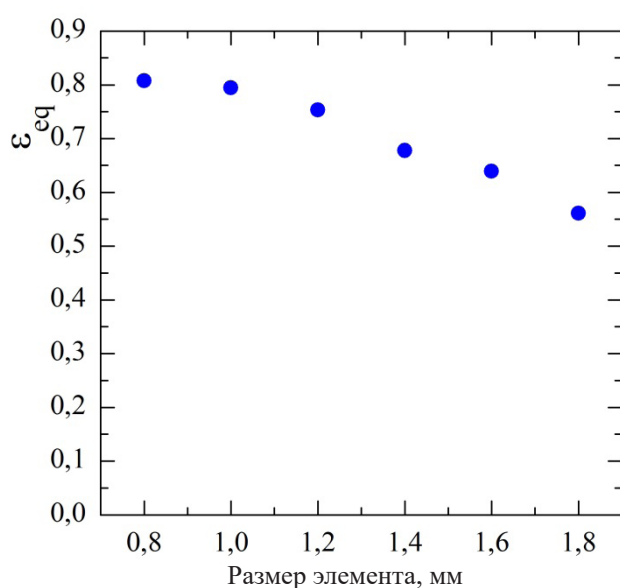


Рис. 3. Результаты исследования сеточной сходимости

Fig. 3. Results of the mesh convergence study

цированный закон пластического течения и условие текучести Мизеса. Граничные условия задавали в перемещениях. Так как образец имеет плоскость симметрии, то моделировали только одну четверть образца (рис. 4, а). По результатам моделирования определяли распределение деформаций по длине образца (рис. 4, б, в).

Для проверки адекватности моделирования проведено сравнение усилия деформирования, полученного в испытании и рассчитанного в процессе моделирования. Отклонение расчетных данных от экспериментальных не превышает 7,2 %.

По результатам моделирования установлено (рис. 4, б), что локализация деформации на образце происходит на расстоянии 20 мм от минимального сечения шейки. На остальной части рабочей длины образца деформация распределена равномерно и примерно равна 0,2. Далее, на расстоянии 60 мм от центра шейки, деформация начинает уменьшаться и снижается до нуля, так как это расстояние соответствует участку, который зажимается в захваты и не деформируется в процессе испытания. Использование эквивалентной деформации позволяет определять деформационное состояние на различных участках исследуемых образцов, включая зону шейки, и переходить от пространственных координат к физическим стадиям пластического течения.

Деформация образцов сопровождалась изменением рельефа поверхности. В этой связи проводились исследования изменения параметров шероховатости в поле зрения $1,2 \times 0,88$ мм с помощью оптического профилометра Optical profiling system Veeco WYKO NT1100. Определяли параметры Rq – среднеквадратичную шероховатость и Ra – среднюю шероховатость, параметры рассчитывались для всей измеренной матрицы.

Микроструктуру изучали с применением сканирующих электронных микроскопов Tescan VEGA II XMU, Carl Zeiss EVO 50 и тринокулярного инвертированного металлографического микроскопа AmScope.

Для исследования микроструктуры, микро-механических свойств и структурного анализа методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) образец 1 был разделен на части с помощью электроэрозионной резки согласно рис. 5, а. Структурные и микромеханические

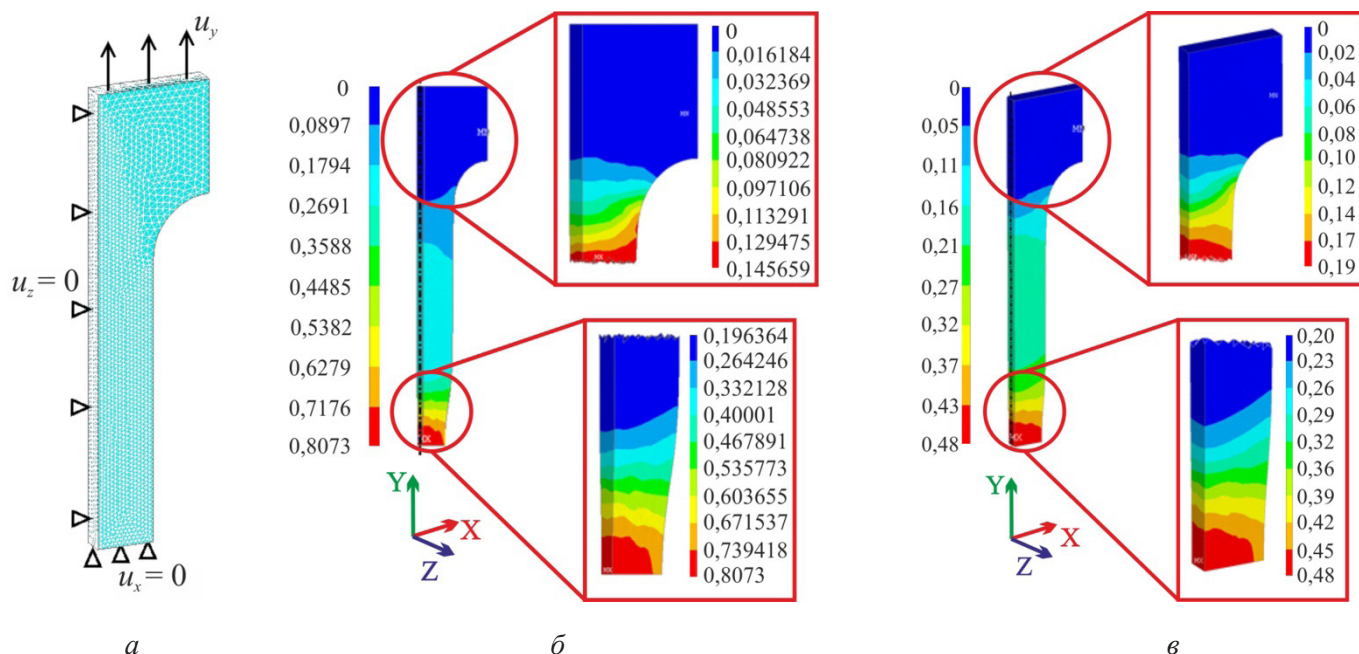


Рис. 4. Конечно-элементная модель процесса испытаний (а) и распределение деформаций по длине образца, образец 1 (б), образец 2 (в)

Fig. 4. Finite-element model of the test process (a) and strain distribution along the specimen length for specimen 1 (b) and specimen 2 (v)

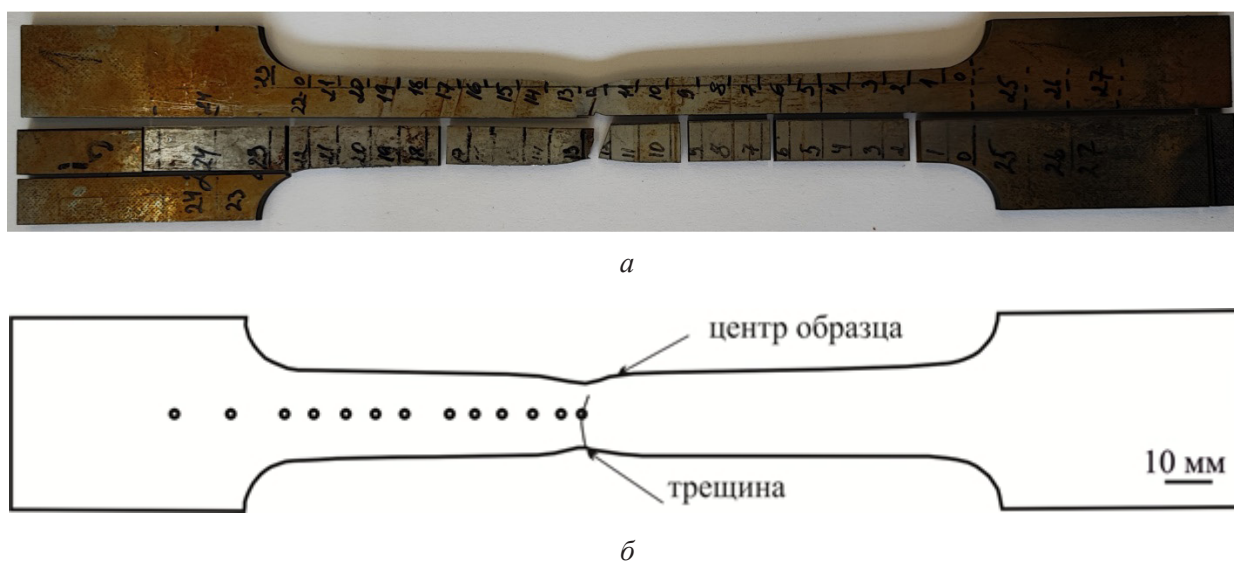


Рис. 5. Схема резки (а) и места проведения металлургических и микромеханических исследований (б)

Fig. 5. Cutting scheme (a) and locations for metallographic and micromechanical studies (б)

исследования проводили на продольных микрошлифах в точках, указанных на рис. 5, б. Образцы 2 и 3 не разрезали.

Подготовка микрошлифов проводилась по общепринятым методикам, включающим в себя последовательное мокрое шлифование на абразивных карбидокремниевых шкурках зернистостью FERA от P180 до P2500 с последующей по-

лировкой на суспензиях алмазов 6/3, 3/1,5 мкм и коллоидного оксида кремния. Поверхность одной стороны образца 3 была отполирована полностью и подготовлена для проведения структурного анализа методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) с использованием раствора коллоидного оксида кремния. Часть образца для выявления структуры

подвергали травлению в растворе 4%-й азотной кислоты.

Инструментальное микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,98 Н, времени нагружения 20 с, выдержки при нагрузке 15 с и времени разгрузки 20 с. Согласно стандарту ISO 14577 определяли максимальную глубину вдавливания индентора $h_{\max}$ и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки h_p , контактный модуль упругости $E^* = E/(1 - \nu^2)$ (E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} , твердость по Мартенсу НМ, работу упругой деформации вдавливания W_e и общую механическую работу вдавливания W_t . Погрешность характеристик микротвердости и микроиндентирования по 10–12 измерениям определяли с доверительной вероятностью $p = 0,95$. Оценку деформационного отклика микроструктурных элементов проводили по методу, описанному в [36]. В его основе лежит восстановление графиков «напряжение – деформация» посредством численного анализа результатов испытаний и решения обратной задачи.

Результаты и их обсуждение

Микроструктура исследуемой стали в исходном состоянии представлена зернами феррита

и преимущественно пластинчатым перлитом (рис. 6). В структуре также имеется третичный цементит в виде глобулей, декорирующих границы зерен. Размер зерна феррита составляет 5...25 мкм.

После одноосного растяжения микроструктура поверхности образца 1 вблизи трещины показана на рис. 7. На рис. 7, а, б представлена микроструктура, полученная с сечения, нормального к поверхности и направленного вдоль оси растяжения. Около трещины отмечены самые большие степени деформации, структура не имеет выраженных колоний перлита и наблюдаются вытянутые ферритные зерна, границы между которыми кое-где декорированы фрагментированными пластинками цементита. Четко прослеживаются несплошности, вытянутые поры деформационной природы. На рис. 7, в наблюдается деформационный рельеф, являющийся выходом на поверхность полос скольжения на разных масштабных уровнях – как в результате скольжения макрополос Людерса – Чернова, так и мезополос внутри границ ферритных зерен. Видна вершина трещины, а также хорошо прослеживается вытянутость зерен.

На рис. 8 представлена структура поверхности образцов 2 и 3. Образец 2 растягивали до стадии локализованной деформации, т. е. до начала формирования шейки. На образце 3 сформировалась трещина.

Поскольку образец 2 (рис. 8, а) был подвергнут значительно меньшей степени деформации,

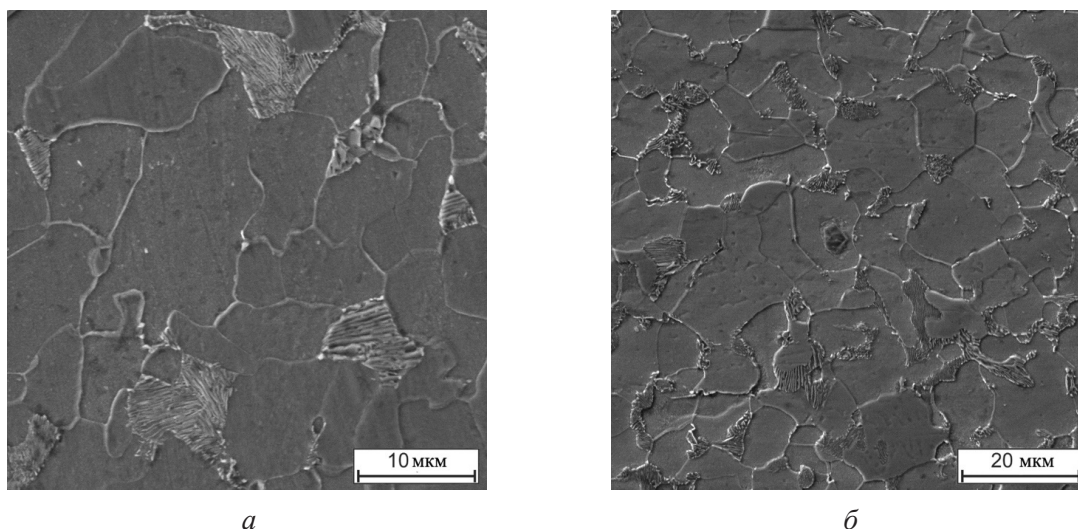


Рис. 6. Микроструктура поверхности образца 1 (а) и 3 (б) до деформации

Fig. 6. Surface microstructure of specimen 1 (a) and specimen 3 (b) before deformation

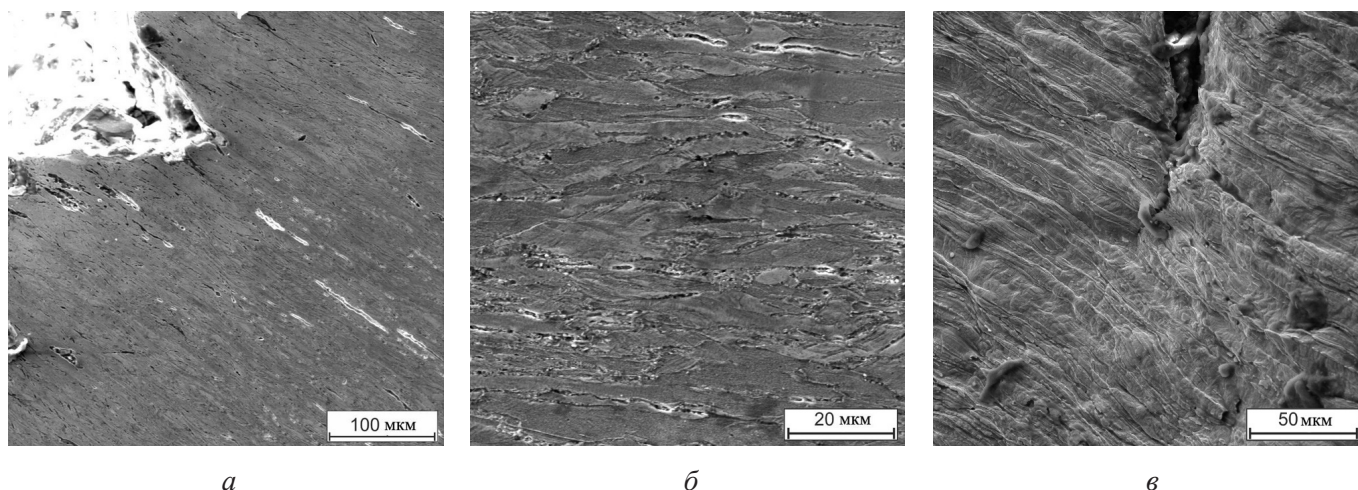


Рис. 7. Структура образца 1 возле очага разрушения: сечение вдоль оси (а, б), поверхность (в)

Fig. 7. Microstructure of specimen 1 near the fracture site: longitudinal section (a, б), surface (в)

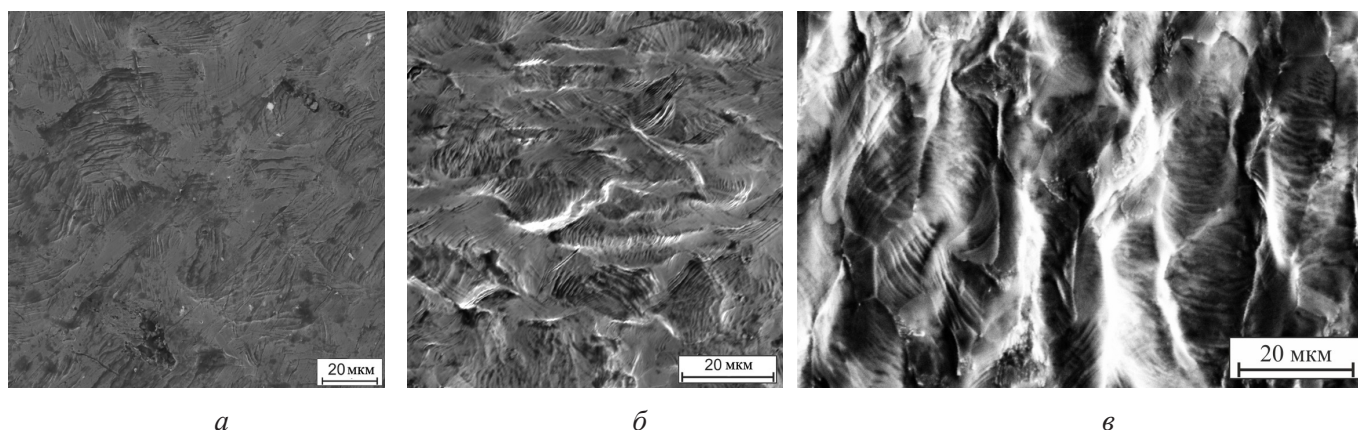


Рис. 8. Структура поверхности после деформации в центре образца 2 (а), возле очага разрушения образца 3 (б, в)

Fig. 8. Surface microstructure after deformation: in the center of specimen 2 (а), near the fracture site of specimen 3 (б, в)

чем образец 3 (рис. 8, б, в), то и величина поверхностного рельефа меньше. Хорошо прослеживается деформационный рельеф, обусловленный скольжением дислокаций по плоскостям в зернах, благоприятно ориентированных к оси растяжения. Величина рельефа, сформированного мезополосами скольжения, неодинакова между зернами. При достижении определенных напряжений начинается разворот кристаллической решетки зерна вдоль оси деформации. При средних и высоких степенях деформации разворот происходит неравномерно внутри самого зерна. На границах и в стыках зерен скапливаются дефекты поворота – дисклинации. Это приводит к локальному развороту отдельных частей одного и того же зерна относительно друг друга на углы вплоть до десятков градусов. В результате

крупное зерно дробится на разориентированные субзерна.

Исследование на оптическом профилометре участков поверхности по оси растяжения образца показало появление деформационного макрорельефа на расстоянии 63 мм от трещины, усиливающегося при приближении к трещине. На рис. 9, 10 приведены микроструктура и топографическое изображение поверхности исследованных участков. Эти топографические изображения подтверждают заключение о неодинаковости рельефа между отдельными зернами феррита. Из структуры (рис. 9, 10) видно, что отношение длины ферритных зерен к их ширине меняется от практически 1/1 на участке 23 до вытянутых с отношением 6/1 на участке 12.

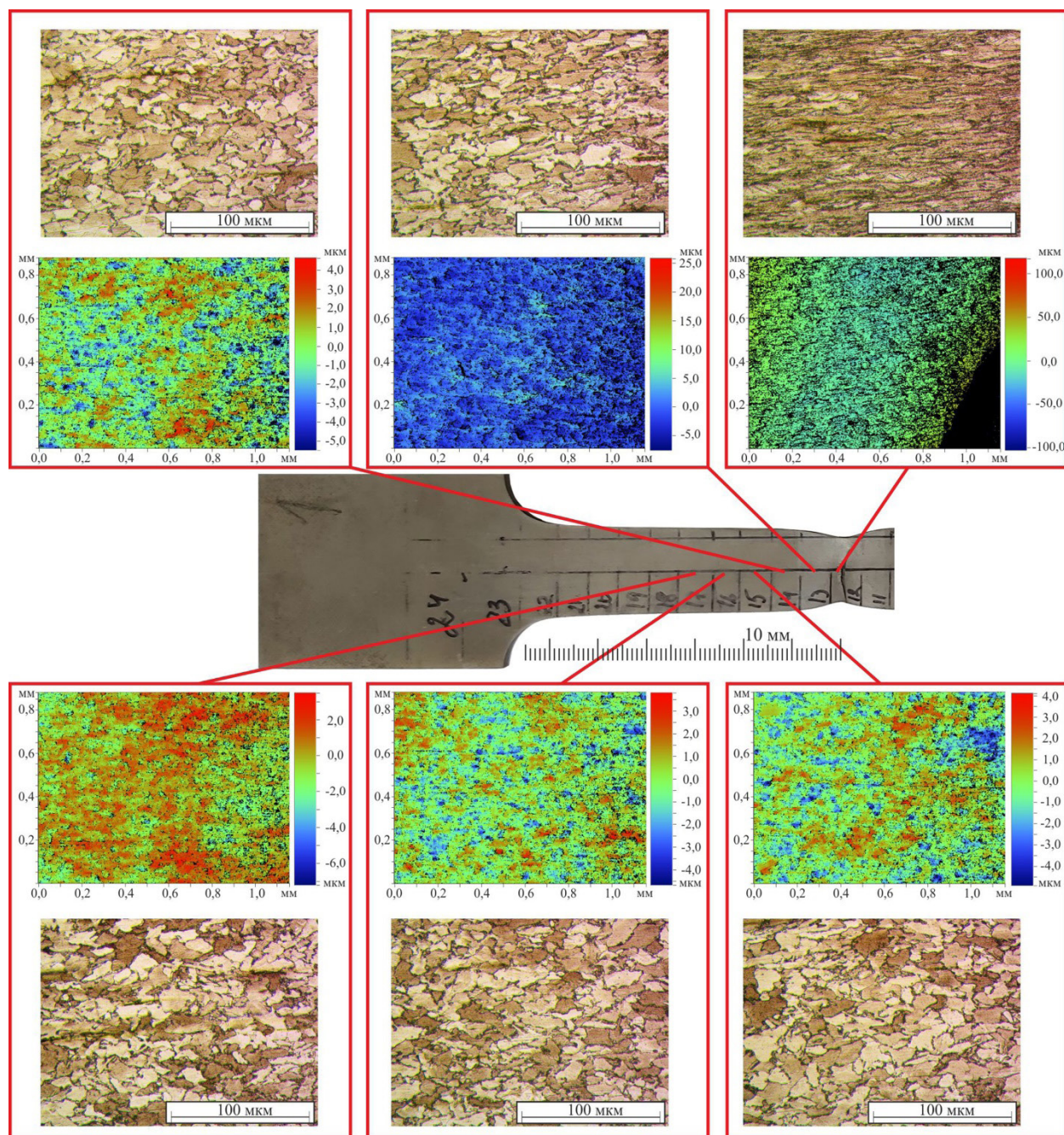


Рис. 9. Микроструктура и топографическое изображение поверхности исследуемого образца после одноосного растяжения в точках 2–17

Fig. 9. Microstructure and topographic image of the specimen surface after uniaxial tension at points 2–17

Вследствие выхода дефектов на поверхность образца и ротационных мод пластичности происходит образование рельефа деформационной природы, неотрывно связанного с изменением шероховатости поверхности. До деформации показатели шероховатости близки по всей длине и в среднем составляют $Ra = 180$ нм и $Rq = 270$ нм для образца 1, для образца 2 – $Ra = 180$ нм и $Rq = 250$ нм, а для образца 3 – $Ra = 150$ нм и $Rq = 200$ нм. Показатели шероховатости образ-

ца 3 несколько ниже, так как до деформации его поверхность была отполирована и подготовлена для проведения структурного анализа методом дифракции обратно рассеянных электронов при помощи раствора коллоидного оксида кремния.

На рис. 11 приведены топографические изображения поверхности образца 2 до и после растяжения. По сравнению с рис. 9 и 10 топография поверхности образца 2, представленная на рис. 11, б, близка к топографии поверхно-

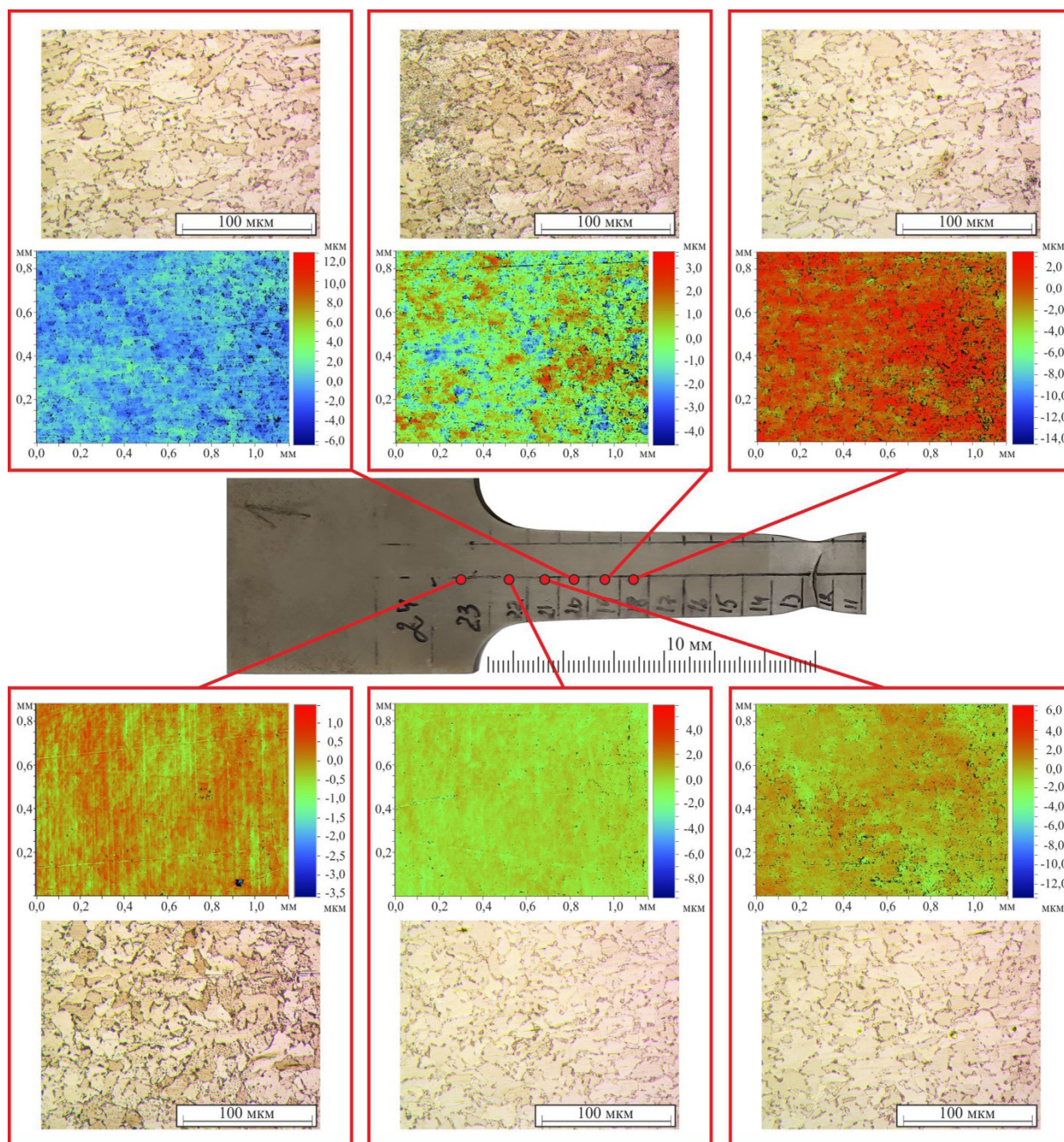


Рис. 10. Микроструктура и топографическое изображение поверхности исследуемого образца после одноосного растяжения в точках 18–23

Fig. 10. Microstructure and topographic image of the specimen surface after uniaxial tension at points 18–23

сти образца 1, показанной на рис. 9 на участке 14. Это соотносится с результатами моделирования, представленными в виде распределения деформаций по длине образца на рис. 4.

Проведено сравнение распределения эквивалентной пластической деформации ε_{eq} , полученной вдоль оси растяжения образцов при моделировании, и характеристик рельефа Ra и Rq . На рис. 12 показано изменение значений показателей шероховатости Ra и Rq от рассто-

яния от трещины для образцов 1, 3 и от центра для образца 2. Построение выполнено на едином координатном шаге, такой подход позволил непрерывно проследить топографо-деформационный отклик материала в условиях пространственного градиента напряжений – от зоны локализованного разрушения до недеформированной области.

Согласно теоретическим подходам Л.Б. Зуева и Ю.А. Хона [29] (автоволновая модель)

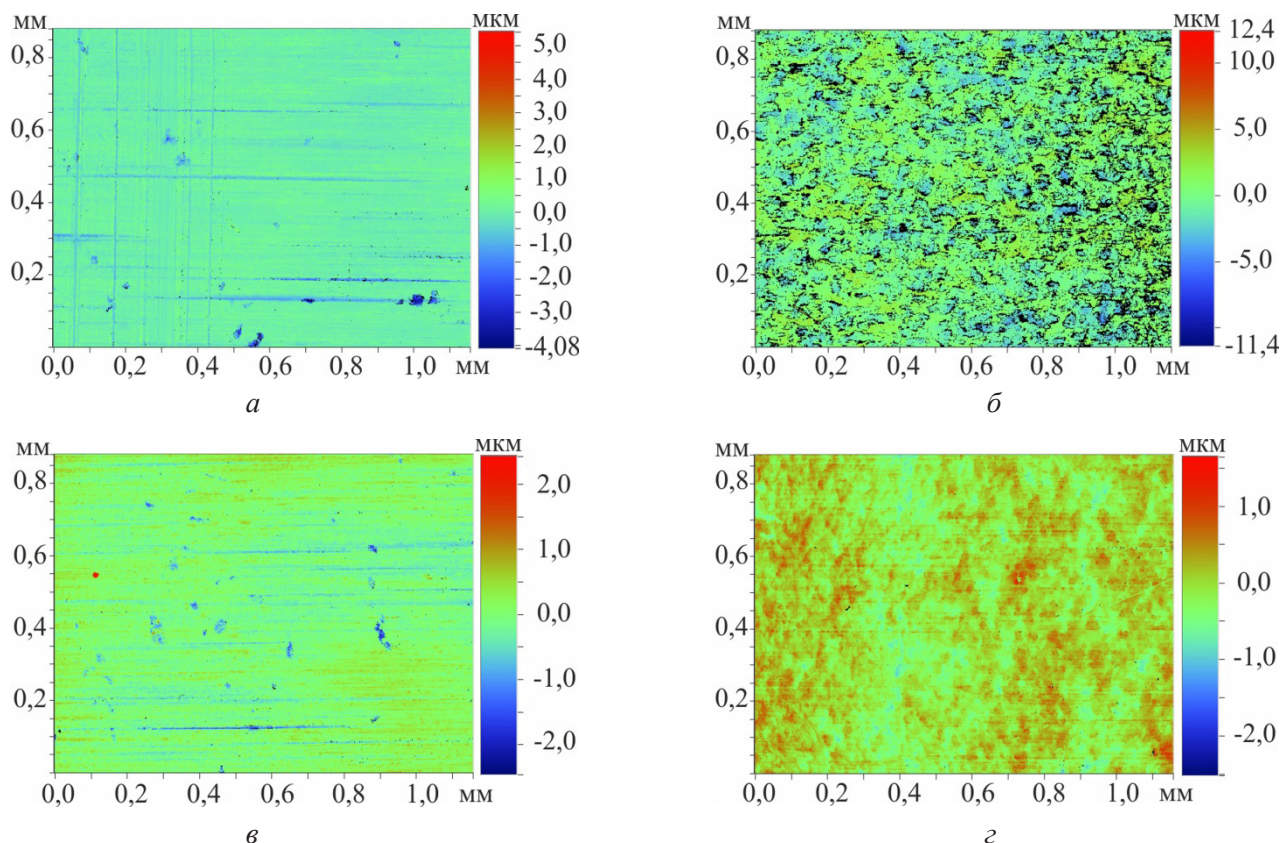


Рис. 11. Топографическое изображение поверхности образца 2 до (а, в) и после (б, г) одноосного растяжения в центре (а, б) и на головках, вне зоны действия захватов (в, г)

Fig. 11. Topographic images of the surface of specimen 2 before (a, в) and after (б, г) uniaxial tension in the center (а, б) and on the heads, outside the gripping zone (в, г)

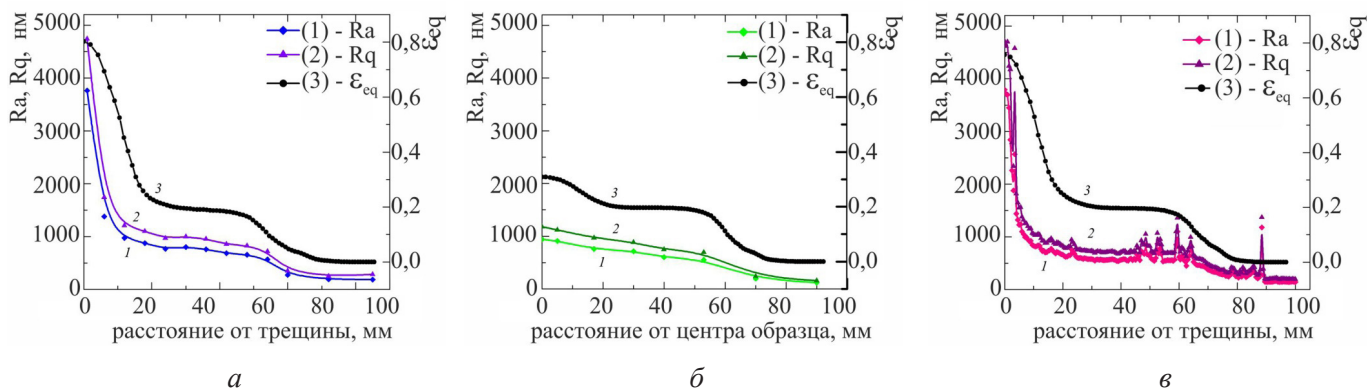


Рис. 12. Распределение параметров шероховатости Ra и Rq и степени деформации ε_{eq} по оси образца: от места разрушения (а – образец 1, в – образец 3) и центра образца (б – образец 2) до недеформированной зоны на головках образца

Fig. 12. Distribution of roughness parameters Ra and Rq and equivalent strain ε_{eq} along the specimen axis: from the fracture site (а – specimen 1, в – specimen 3) and from the specimen centre (б – specimen 2) to the undeformed zone at the specimen heads

и В.Е. Панина [32] (физическая мезомеханика), процесс локализации пластического течения при растягивающих нагрузках разворачивается так, что временные этапы деформирования распре-

деляются в пространстве по длине исследуемого объекта. Это позволило сопоставить конкретную величину эквивалентной деформации с каждым фиксированным участком.

Измерения шероховатости поверхности проведены до и после нагружения как по всей длине рабочей части, так и на головках образца, в местах, которые не испытывали деформацию в процессе нагружения.

Величина пластической деформации (кривая 3 на рис. 12) соотносится с изменением высоты рельефа, а в зоне локализации пластической деформации наблюдается максимум значений. Значения величин Ra и Rq (кривые 1 и 2 на рис. 12) максимальны в центре образца и в зоне локальной пластической деформации, а при приближении к недеформированным участкам, расположенным на головках образца, они снижаются. Резкое снижение показателей шероховатости наблюдается в зоне за пределами рабочей части образца. На недеформированных участках образца значения показателей шероховатости соответствуют исходным значениям. Изменение параметров шероховатости обусловлено изменением рельефа поверхности, связанным с выходом дефектов на поверхность образца, формированием ячеистой структуры и разворотом, а также дроблением зерен, что является признаком локализации деформации на мезомасштабном уровне.

Исходя из полученных данных для образца 2 можно предположить, что зона локализации пластической деформации находилась в районе участков измерения 6 и 7. Для построения кривых изменения шероховатости на рис. 12, а, б

измерения проводили с шагом вдоль оси 5 мм, а на образце 3 (рис. 12, в) шаг был уменьшен до 0,25 мм. Это позволило зарегистрировать не только изменения шероховатости, но и волны рельефа, образованные за счет полос Людерса – Чернова. Для более наглядной демонстрации была проведена непрерывная съемка топографии центральной полосы поверхности образца 3 шириной 0,88 мм на расстоянии 40...60 мм от трещины, представленная на рис. 13, а. Четко прослеживаются макроволны рельефа под углом $\sim 45^\circ$ к оси образца. На рис. 13, б показан общий вид образца 3 после деформации. Макрополосы хорошо различимы невооруженным глазом.

На основе полученных результатов шероховатости проведено совмещение кривой растяжения с величиной шероховатости Ra образца 3 на рис. 14.

Измерение шероховатости позволяет судить о степени деформации и о стадии деформирования. Хорошо выделяется площадка текучести, стадия однородной деформации, стадия локализованной деформации и стадия разупрочнения.

В работе реализован методический подход, заключающийся в измерении параметров шероховатости и микромеханических характеристик непрерывно вдоль оси предварительно растянутого до разрушения образца – в направлении от магистральной трещины (зона максимальной закрической деформации в шейке) к недеформи-

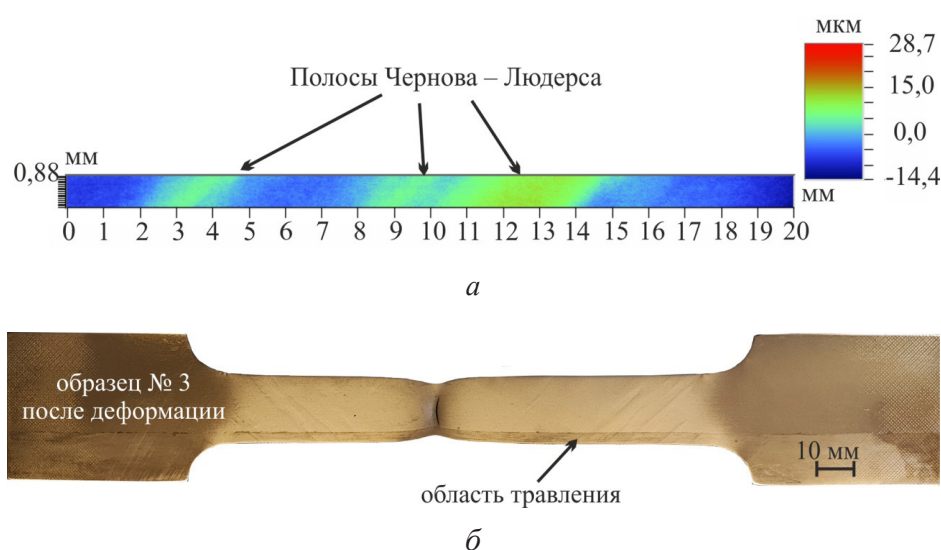


Рис. 13. Топографическое изображение поверхности части (а) и общий вид (б) образца 3

Fig. 13. Topographic image of the specimen surface (a) and general view (b) of specimen 3

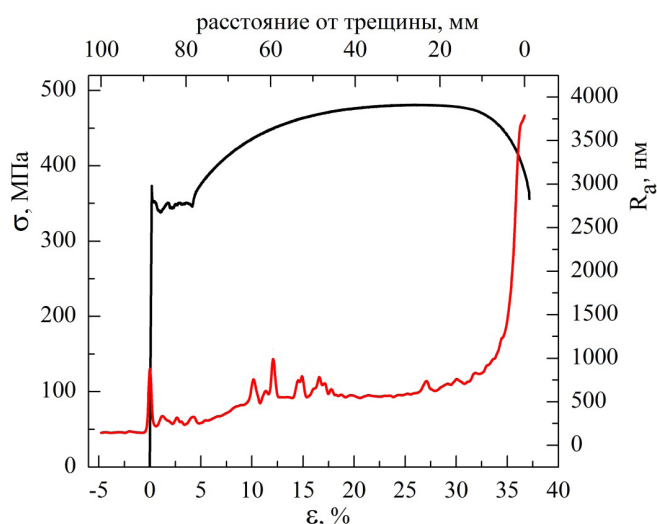


Рис. 14. Сравнение деформационно-напряженного состояния с параметром Ra образца 3

Fig. 14. Correlation between the stress-strain state and the Ra parameter for specimen 3

рованному участку головки. Путем математического моделирования по кривой растяжения была восстановлена непрерывная функция рас-

пределения истинной степени деформации по сечению вдоль оси образца. В отличие от множества работ, где измерения параметров шероховатости проводились дискретно для фиксированных (небольших) степеней деформации, в настоящем исследовании прослежена кинетика изменения деформационного рельефа на всем протяжении диаграммы растяжения до разрушения.

Проведено исследование механических характеристик при инструментальном микроиндентировании на отдельных участках образца после одноосного растяжения. На рис. 15 приведены зависимости твердости от расстояния по Мартенсу НМ (а), твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} (б), максимальной глубины вдавливания индентора h_{max} (в), остаточной глубины вдавливания индентора h_p (г), работы упругой деформации вдавливания W_e (д) и общей механической работы вдавливания W_t (е). Кривая 1 – измеряемая характеристика, 2 – степень деформации.

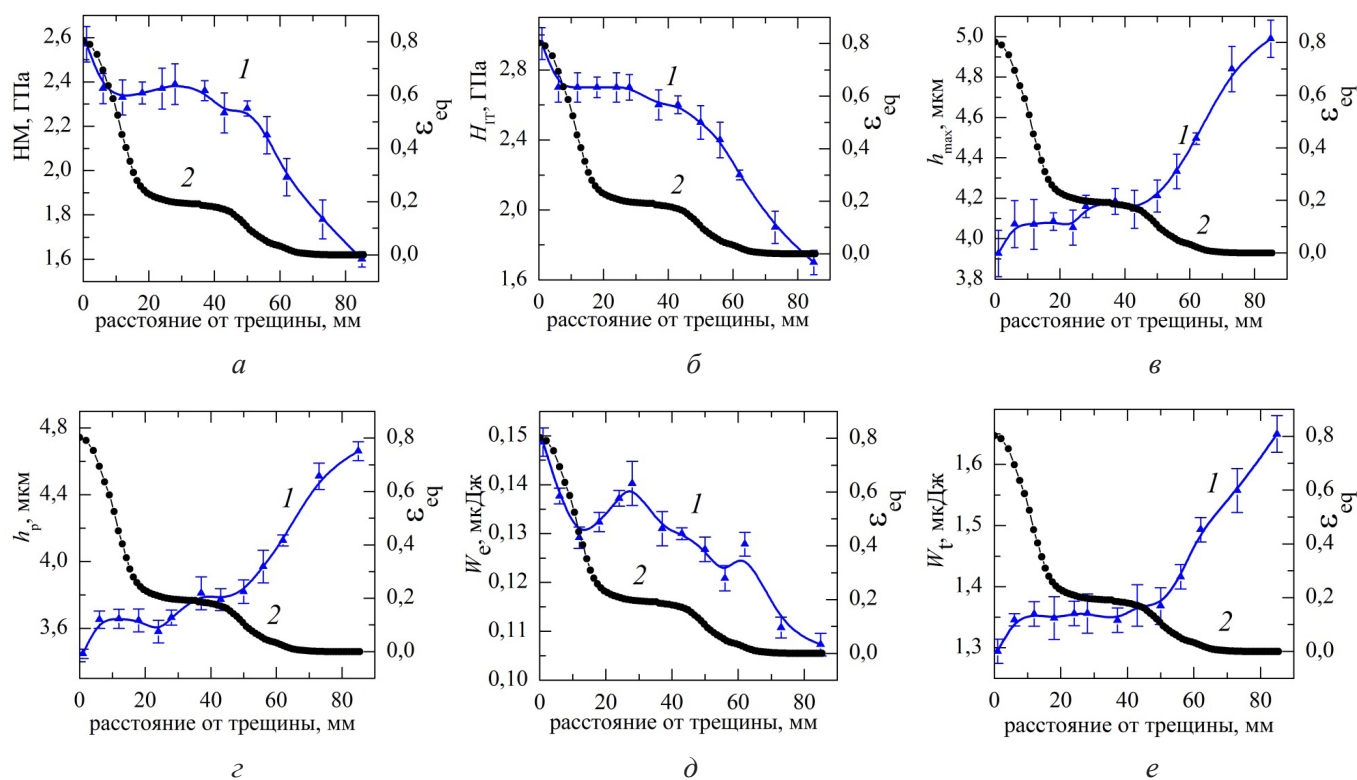


Рис. 15. Влияние расстояния на твердость по Мартенсу НМ (а), твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} (б), максимальную глубину вдавливания индентора h_{max} (в), остаточную глубину вдавливания индентора h_p (г), работу упругой деформации вдавливания W_e (д), общую механическую работу вдавливания W_t (е)

Fig. 15. Effect of distance from the fracture site on: Martens hardness HM (а), indentation hardness at maximum load H_{IT} (б), maximum indentation depth h_{max} (в), residual indentation depth h_p (г), elastic indentation work W_e (д), and total indentation work W_t (е)

Инструментальное микроиндентирование является одним из современных методов оценки механических свойств [37, 38]. Метод позволяет оценить механические свойства материалов, для которых нет возможности провести стандартные испытания на сжатие, растяжение и изгиб [39–41].

Рис. 15 показывает, что по мере удаления от трещины происходит рост показателей значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора, снижение твёрдости по Мартенсу и твёрдости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} . Общая механическая работа вдавливания (рис. 15, *e*) представляет собой интеграл под кривой индентирования в координатах «нагрузка – глубина индентирования». В областях, близких к трещине, снижение пластичности в результате пластической деформации уменьшает работу вдавливания значительно, чем ее повышает увеличение прочности. По мере удаления от трещины работа вдавливания растёт. Значение работы упругой деформации вдавливания, наоборот, снижается по мере увеличения расстояния от трещины; этот показатель зависит от отношения твёрдости к модулю упругости материала, и чем выше это отношение, тем больше работы затрачивается на упругую деформацию и тем больше энергии упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки. Резкое увеличение показателей твердости H_{IT} и НМ, а также снижение глубины внедрения индентора обусловлено ростом количества дефектов и формированием деформационной структуры. Как видно из рис. 16, контактный модуль упругости мало зависит от расстояния по оси образца, это соответствует тому, что модуль упругости металла является структурно малочувствительной характеристикой.

Однако первый минимум на кривой, находящийся на расстоянии, близком к трещине, может быть обусловлен потерей сплошности материала, т. е. наличием микропор и микротрещин вблизи макродефекта, хорошо видимых на рис. 7, *a, б*. Наблюдаемые далее флуктуации контактного модуля упругости являются результатом наложения нескольких физических механизмов. Во-первых, они чувствительны к градиенту локальных напряжений и формированию деформационных текстур. Во-вторых, локальная перестройка субструктуры приводит как к пере-

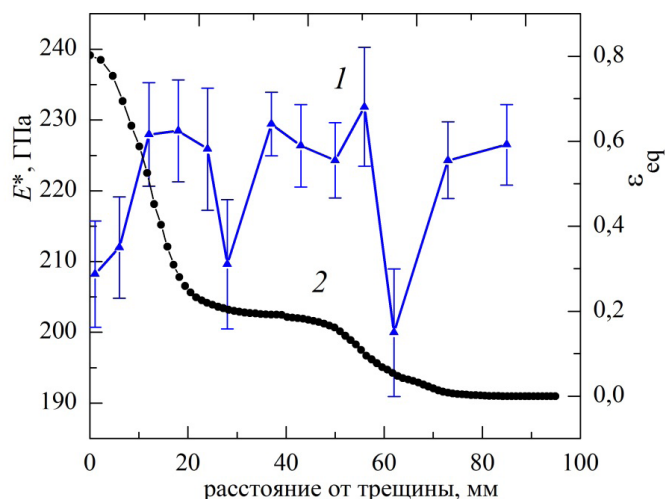


Рис. 16. Влияние расстояния на контактный модуль упругости E^*

Fig. 16. Effect of distance from the fracture site on the indentation modulus E^*

распределению внутренних напряжений, так и к кооперативной переориентации (разворотам) структурных элементов. Этот процесс индуцирует анизотропию, максимизируя или минимизируя значения E^* . При этом экстремумы (минимумы) на кривой не могут быть объяснены исключительно разворотом решетки. Второй минимум на кривой контактного модуля упругости соответствует точке, в которой напряжения при растяжении приближались к значениям временного сопротивления, что соответствует началу локализации пластической деформации. Появление минимума на расстоянии более 60 мм, вероятно, обусловлено отличной от окружающих объемов дислокационной субструктурой. Вплоть до экстремума фиксируется упорядоченная ячеистая субструктура, тогда как на удалении свыше 70 мм строение материала остается практически нетронутым деформацией. В самой же точке минимума плотность случайно распределенных несовершенств кристаллической решетки резко возрастает, формируя так называемый дислокационный хаос. Полученные результаты хорошо согласуются с классификацией, приведенной в работе [4].

Увеличение числа неупорядоченных дислокаций подтверждается результатами EBSD-анализа. На рис. 17 и 18 приведены данные микроструктуры и структурные карты EBSD-анализа. Синий цвет на картах соответствует исходному зерну, красный – деформированному, а желтый – субзернам.

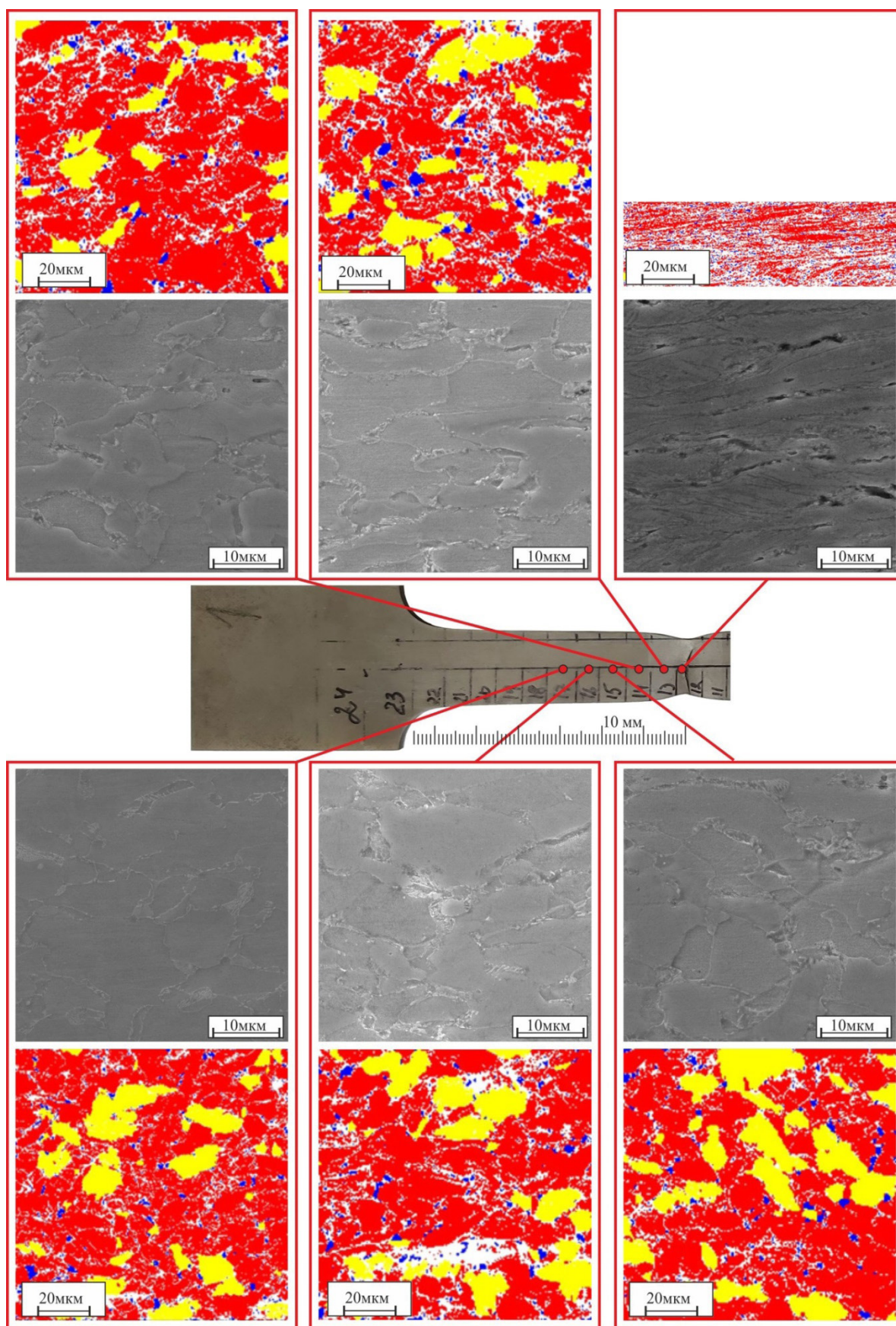


Рис. 17. Микроструктура и структурные карты EBSD-анализа образца 1 после одноосного растяжения в точках 12–17

Fig. 17. Microstructure and EBSD orientation maps of specimen 1 after uniaxial tension at points 12–17

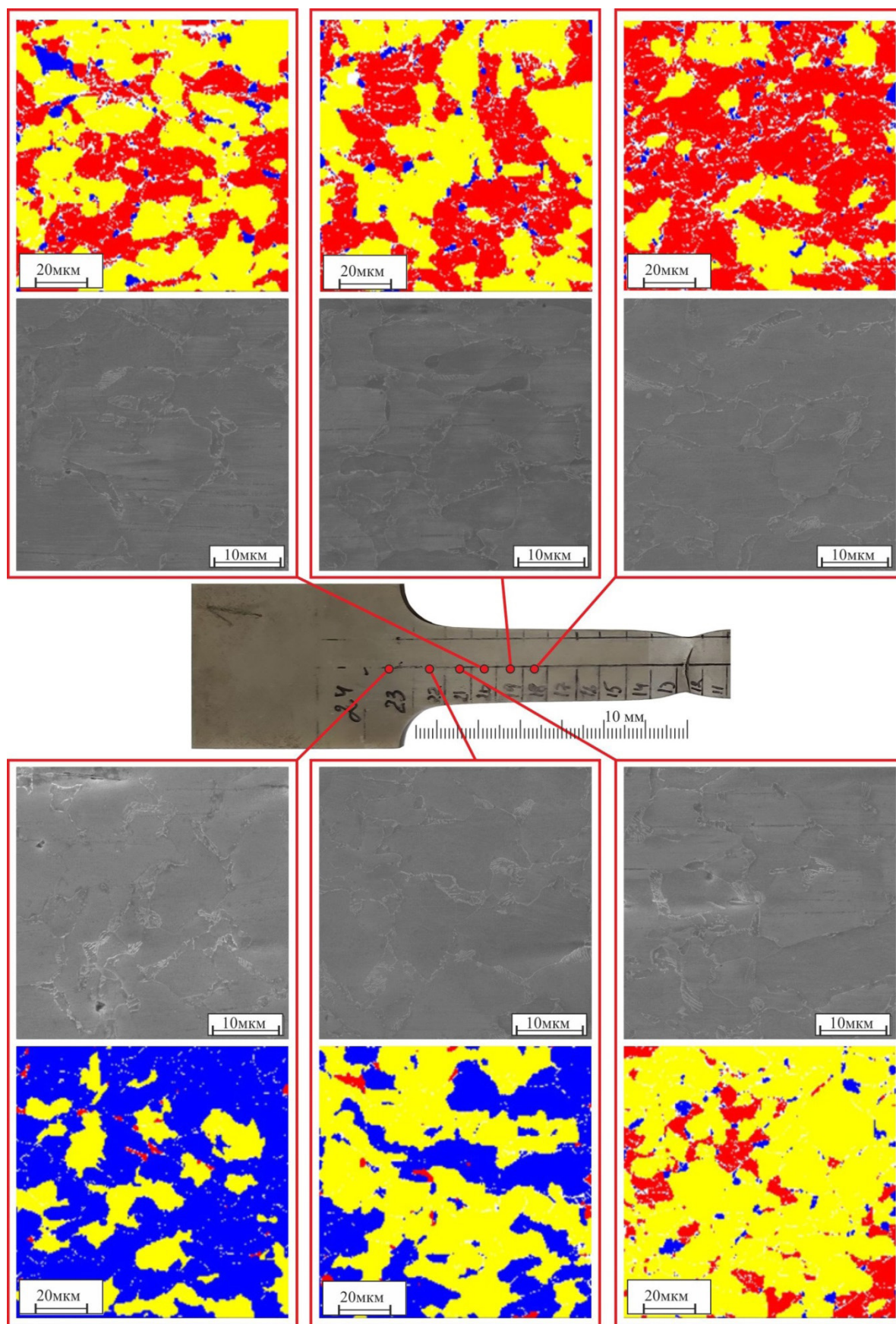


Рис. 18. Микроструктура и структурные карты EBSD-анализа образца 1 после одноосного растяжения в точках 18–23

Fig. 18. Microstructure and EBSD orientation maps of specimen 1 after uniaxial tension at points 18–23

По результатам подсчета соотношения долей исходных, деформированных и субкристаллических зерен на исследуемых участках рассматриваемого образца построены зависимости от степени деформации (рис. 19, *а*) и от расстояния от трещины (рис. 19, *б*).

На расстоянии около 60 мм от трещины наблюдается резкое увеличение доли субкристаллических зерен, что хорошо соотносится с рис. 18. На расстоянии 30 мм от трещины преобладают деформированные зерна, а значит, меняется тип субструктуры от ячеистого к фрагментированному (рис. 17). Для понимания разделения деформационных стадий также информативными оказались результаты карт EBSD-анализа и результаты микроиндентирования, которые позво-

лили выявить изменения типа дислокационной субструктуры. Авторам представляется, что сочетание полученных результатов позволяет судить о деформационной истории материала.

Заклучение

В настоящей работе на подвергнутых одноосному растяжению образцах из конструкционной стали 09Г2С проведены структурные и микромеханические испытания методами инструментального индентирования, профилометрии поверхности, а также оптической и растровой электронной микроскопии.

Методом оптической профилометрии выявлено, что показатели шероховатости поверхност-

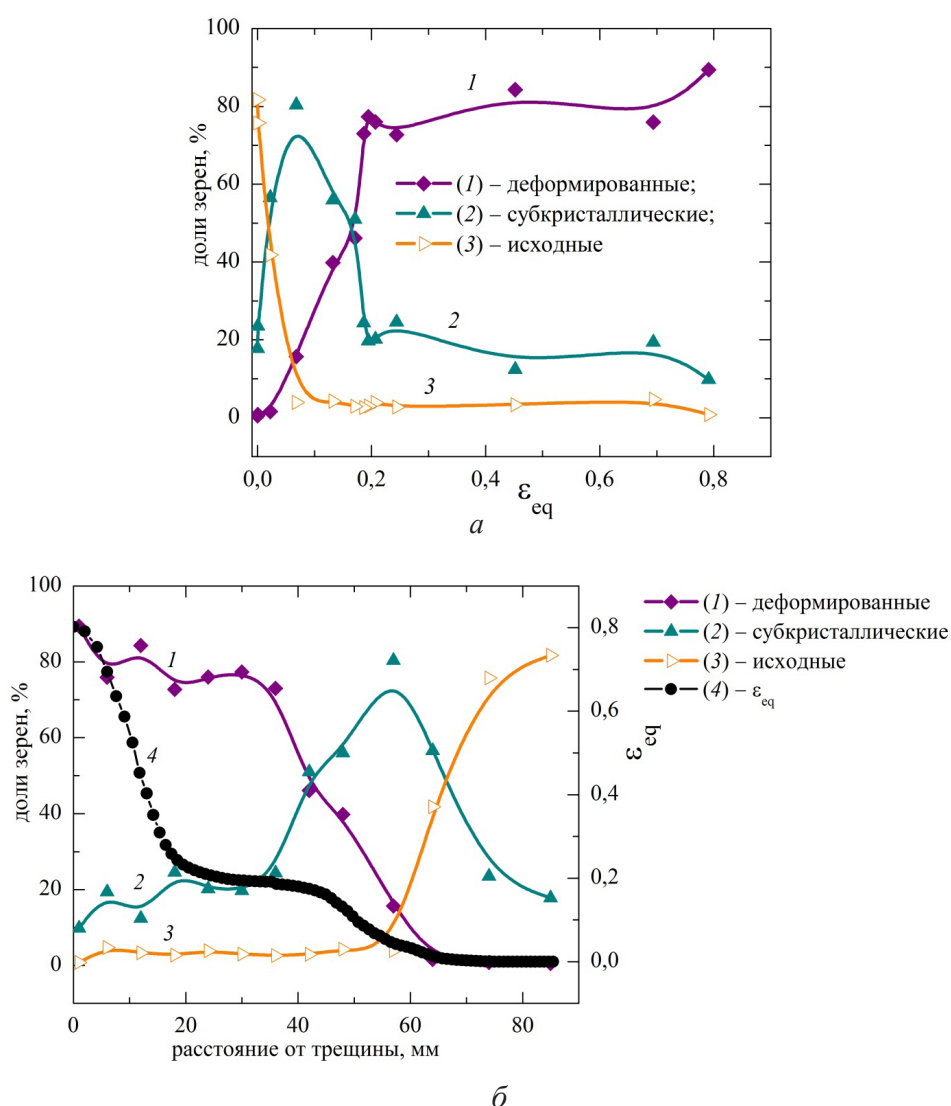


Рис. 19. Распределение доли зерен от деформации (*а*) и расстояния от трещины (*б*) для образца после одноосного растяжения

Fig. 19. Grain fraction as a function of equivalent strain (*a*) and of distance from the crack (*b*) for the specimen after uniaxial tension

ного рельефа хорошо соотносятся с деформацией, изменение рельефа характеризует различные зоны локализации пластической деформации на мезомасштабном уровне. Показано, что измерение шероховатости позволяет судить о степени деформации и о стадии деформирования. Хорошо выделяется площадка текучести, стадия однородной деформации, стадия локализованной деформации и стадия разупрочнения.

Хотя оптическая металлография характеризует изменение и удлинение ферритных зёрен по мере увеличения степени деформации, но качественные изменения в виде удлиненных, фрагментированных зерен и дробления перлитных колоний можно обнаружить только в зоне локализованной деформации. В то же время данные EBSD-анализа хорошо характеризуют субструктурные изменения в деформируемом металле.

Показана принципиальная возможность оценки степени деформации стали 09Г2С на основе анализа параметров ее структуры, микромеханических свойств и мезорельефа. Выявлены количественные закономерности изменения параметров структуры, механических свойств и шероховатости поверхности в зависимости от степени деформации. Найденные эмпирические зависимости создают предпосылки для потенциального развития методов неразрушающего контроля. Однако авторы отмечают, что перенос полученных данных на реальные объекты потребует учета структурной и химической неоднородности промышленного проката и набора значительного объема статистических данных.

Для низколегированной стали 09Г2С установлены закономерности сквозной эволюции топографии поверхности на всем протяжении диаграммы деформирования. Выявлен немонотонный характер зависимости шероховатости поверхности от степени деформации, обусловленный изменением знака приращения шероховатости при переходе от стадии равномерного пластического течения к стадиям макролокализации деформации в шейке и предразрушения материала.

Установлено, что около трещины, где наблюдаются самые большие степени деформации, структура не имеет выраженных колоний перлита и присутствуют вытянутые ферритные зерна, границы между которыми кое-где декорированы фрагментированными пластинками цементита.

Четко прослеживаются несплошности, вытянутые поры деформационной природы. Поверхностный рельеф обусловлен скольжением мезо- и макрополос.

Список литературы

1. Конева Н.А. Природа стадий пластической деформации // Соросовский образовательный журнал. – 1998. – Т. 4, № 10. – С. 99–105.
2. Structural levels of deformation in solids / V.E. Panin, Y.V. Grinyaev, T.F. Elsukova, A.G. Ivanchin // Soviet Physics Journal. – 1983. – Vol. 25 (6). – P. 479–497. – DOI: 10.1007/BF00898745. – EDN: XLXYAT.
3. Panin V.E., Panin A.V. Fundamental role of nanoscale structural level of plastic strain in solids // Metal Science and Heat Treatment. – 2006. – Vol. 48 (11–12). – P. 533–538. – DOI: 10.1007/s11041-006-0131-x. – EDN: LKECCF.
4. Конева Н.А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах // Соросовский образовательный журнал. – 1996. – Т. 2, № 6. – С. 99–107.
5. Панин В.Е., Панин А.В. Масштабные уровни пластической деформации разрушения наноструктурированных материалов // Нанотехника. – 2005. – № 3. – С. 28–42. – EDN: JUJJBV.
6. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
7. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. – Новосибирск: Наука, 1990. – 255 с. – ISBN 5-02-029308-3. – EDN: YSBSDP.
8. Thermodynamics of substructure transformations under plastic deformation of metals and alloys / N.A. Koneva, E.V. Kozlov, L.I. Trishkina, E.E. Pekar-skaya // Materials Science and Engineering: A. – 1997. – Vol. 234–236. – P. 614–616. – DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00271-2. – EDN: LEJOJH.
9. Механизмы упрочнения и особенности стадийности деформации поликристаллов с нанозерном / Н.А. Конева, Э.В. Козлов, Л.И. Тришкина, А.Н. Жданов // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 1. – С. 12–15. – EDN: KVSYHT.
10. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела как многоуровневой системы. 1. Физические основы многоуровневого подхода // Физическая мезомеханика. – 2006 – Vol. 9, № 3. – P. 9–22. – EDN: IJIOEV.
11. Адамов А.А., Келлер И.Э., Петухов Д.С. Экспериментальная идентификация законов пластичности и разрушения анизотропной малоуглеродистой листовой стали для моделирования холодной штам-



повки // Проблемы прочности и пластичности. – 2019. – Т. 81, № 2. – С. 202–211. – DOI: 10.32326/1814-9146-2019-81-2-202-211. – EDN: YQNPKW.

12. Structure of near-surface layer of high-strength steel subjected to abrasive waterjet cutting / T.I. Tabatchikova, N.A. Tereshchenko, I.L. Yakovleva, N.Z. Gudnev // *Physics of Metals and Metallography*. – 2018. – Vol. 119 (9). – P. 871–879. – DOI: 10.1134/S0031918X18090107. – EDN: LJVWUW.

13. Локализация пластического течения в низкоуглеродистой стали, деформированной взрывом / И.А. Батаев, А.А. Батаев, И.А. Балаганский, В.Г. Буров, Е.А. Приходько, Н.А. Морева, А.А. Руктуев // *Физическая мезомеханика*. – 2011. – Т. 14, № 1. – С. 93–99. – EDN: NQWAQR.

14. Эволюция структурных элементов деформации в приповерхностных слоях образцов из низколегированной стали / Д.Г. Копаница, А.М. Устинов, А.И. Потекаев, А.А. Клопотов // *Современные проблемы теории машин*. – 2015. – № 3. – С. 218–223. – EDN: TWRXGR.

15. Bowden H.G., Kelly P.M. Deformation twinning in shock-loaded pearlite // *Acta Metallurgica*. – 1967. – Vol. 15 (1). – P. 105–111. – DOI: 10.1016/0001-6160(67)90158-7.

16. Pröger M. Die Deformationen und Bruchmechanismen des lamellaren Perlits: Dissertation. – Stuttgart, 1964. – 101 p.

17. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: Наука, 1993. – 280 с. – ISBN 5-02-030323-2. – EDN: RVAYMZ.

18. Features of the plastic deformation of steels with a lamellar pearlite structure / A.A. Bataev, L.I. Tushinskii, V.A. Bataev, L.B. Zuev // *Russian Physics Journal*. – 1996. – Vol. 39 (7). – P. 603–608. – DOI: 10.1007/BF02439086. – EDN: PJKWUD.

19. Special features of the fracture of ordered segregated excess cementite in eutectoid steels / V.A. Bataev, A.A. Bataev, S.A. Kotorov, L.I. Tushinskii // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1999. – Vol. 41 (3–4). – P. 101–104. – DOI: 10.1007/BF02467693. – EDN: LFG-BDD.

20. Форма межслойных границ в соединениях, полученных сваркой металлических пластин / И.А. Батаев, А.А. Батаев, М.А. Есиков, Р.А. Достовалов, Н.С. Белоусова // *Научный вестник НГТУ*. – 2012. – № 4 (49). – С. 107–112. – EDN: PUHHUF.

21. Panin V.E. Overview on mesomechanics of plastic deformation and fracture of solids // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. – 1998. – Vol. 30 (1). – P. 1–11. – DOI: 10.1016/S0167-8442(98)00038-X. – EDN: LFBDFJF.

22. Panin V.E. Synergistic principles of physical mesomechanics // *Theoretical and Applied Frac-*

ture Mechanics. – 2001. – Vol. 37 (1). – P. 261–298. – DOI: 10.1016/S0167-8442(01)00085-4.

23. Закономерности стадии предразрушения в физической мезомеханике / В.Е. Панин, Л.С. Деревягина, Е.Е. Дерюгин, А.В. Панин, С.В. Панин, Н.А. Антипина // *Физическая мезомеханика*. – 2003. – Т. 6, № 6. – С. 97–106. – EDN: IUCYZF.

24. Лихачев В.А., Панин В.Е., Засимчук Е.Э. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации. – Киев: Наукова думка, 1989. – 320 с. – ISBN 5-12-001121-7.

25. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. В 2 т. Т. 2 / отв. ред. В.Е. Панин. – Новосибирск: Наука, 1995. – 320 с. – ISBN 5-02-030841-2. – EDN: SYKNJF.

26. Hatherley M., Malin A.S. Shear bands in deformed metals // *Scripta Metallurgica*. – 1984. – Vol. 18 (5). – P. 449–454. – DOI: 10.1016/0036-9748(84)90419-8.

27. Harren S.V., Deve H.E., Asaru R.J. Shear band formation in plane strain compression // *Acta Metallurgica*. – 1988. – Vol. 36 (9). – P. 2435–2480. – DOI: 10.1016/0001-6160(88)90193-9.

28. On the nature of plastic strain localization in solids / V.E. Panin, V.E. Egorushkin, A.V. Panin, D.D. Moiseenko // *Technical Physics*. – 2007. – Vol. 52 (8). – P. 1024–1030. – DOI: 10.1134/S1063784207080105. – EDN: LKVOWB.

29. Zuev L.B., Khon Yu.A. Plastic flow as spatiotemporal structure formation. Part I. Qualitative and quantitative patterns // *Physical Mesomechanics*. – 2022. – Vol. 25 (2). – P. 103–110. – DOI: 10.1134/S1029959922020011. – EDN: LKJKVJ.

30. McDowell D.L. Multiscale modeling of interfaces, dislocations, and dislocation field plasticity // *Mesoscale Models* / ed. by S. Mesarovic, S. Forest, H. Zbib. – Cham: Springer International Publishing, 2019. – P. 195–297. – (CISM International Centre for Mechanical Sciences; vol. 587). – DOI: 10.1007/978-3-319-94186-8_5.

31. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с. – ISBN 978-5-7692-1661-9. – DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV. – EDN: BCSSTZ.

32. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // *Физическая мезомеханика*. – 1998. – Т. 1, № 1. – С. 5–22. – EDN: KWPRTL.

33. Панин В.Е., Гриняев Ю.В. Физическая мезомеханика – новая парадигма на стыке физики и механики деформируемого твердого тела // *Физическая мезомеханика*. – 2003. – Т. 6, № 4. – С. 9–36. – EDN: IUCYMD.

34. Multilevel models in physical mesomechanics of metals and alloys: results and prospects / P.V. Trusov,

A.I. Shveykin, N.S. Kondratyev, A.Yu. Yants // *Physical Mesomechanics*. – 2021. – Vol. 24 (4). – P. 391–417. – DOI: 10.1134/S1029959921040056. – EDN: ILUNCK.

35. Applicability of magnetic measurements to the detection of fracture nucleation in 09G2S steel / Yu.V. Khudorozhkova, A.M. Povolotskaya, S.V. Burov, D.I. Vichuzhanin // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2025. – Vol. 61 (12). – P. 1477–1487. – DOI: 10.1134/S1061830925700457. – EDN: ZWAFVI.

36. Determining the coefficients in the functional dependence of the strain resistance on the basis of conical-indentor data / S.V. Smirnov, V.K. Smirnov, A.N. Soloshenko, V.P. Shveikin // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 1998. – N 6. – P. 109–113. – EDN: XQDITL.

37. Structure, mechanical characteristics, and deformation and fracture features of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment / A.V. Makarov, R.A. Savrai, E.S. Gorkunov, A.S. Yurovskikh, I.Yu. Malygina, N.A. Davydova // *Physical Mesomechanics*. – 2015. – Vol. 18 (1). – P. 43–57. – DOI: 10.1134/S1029959915010063. – EDN: UFLETF.

38. Влияние термического воздействия на микромеханические свойства хромоникелевого покрытия, полученного газопорошковой лазерной наплавкой /

Н.Н. Соболева, А.В. Макаров, А.К. Степченко, И.Ю. Малыгина, Ю.С. Коробов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 104–117. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-104-117. – EDN: RRQDDQ.

39. Методы определения механических характеристик материалов с помощью индентирования (обзор) / Е.И. Орешко, В.С. Ерасов, Н.О. Яковлев, Д.А. Уткин // *Авиационные материалы и технологии*. – 2021. – № 1 (62). – С. 104–118. – DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-104-118. – EDN: TOCRQD.

40. Соболева Н.Н., Давыдова Н.А., Макаров А.В. Влияние кратности фрикционного воздействия на микромеханические свойства NiCrBSi-покрытий // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2022. – № 5. – С. 50–59. – DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.050-059. – EDN: NVWZDT.

41. Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Сенаева Е.И. Структура и микромеханические свойства СВС-композитов с медной матрицей: особенности формирования // *Frontier Materials & Technologies*. – 2023. – № 4. – С. 99–108. – DOI: 10.18323/2782-4039-2023-4-66-9. – EDN: DWBOQD.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Determination of the relationship among the structure, properties and strain state of the 0.09C-2Mn-Si steel under tension

Yulia Khudorozhkova^{1, a, *}, Sergey Burov^{1, b}, Anna Povolotskaya^{1, 2, c}, Dmitry Vichuzhanin^{1, d}

¹Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation

²M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-3832-1419>,  khjv@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-0413-1054>,  burchitai@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-8301-5069>,  anna.povolotskaya.68@mail.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>,  mmm@imach.uran.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 June 2026

Revised: 23 June 2026

Accepted: 11 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Plastic deformation
 Uniaxial tension
 Fracture site
 Deformation relief
 Degree of deformation
 Deformation modeling
 Surface roughness

Funding

This work was carried out within the framework of state assignments from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation to the Institute of Mechanical Engineering, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (topic no. 124020700063-3) and the M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (topic "Diagnostics", no. 122021000030-1).

Acknowledgments

This work was carried out using equipment from the "Plastometry" Collective Use Center at the Institute of Mechanical Engineering, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, and the "Structure, Mechanical, and Physical Properties of Materials" Collective Use Center at Novosibirsk State Technical University. To assess the stress-strain state during deformation, a specimen model was constructed in the ANSYS finite element analysis package, and tensile testing was simulated. The calculations were performed on the "Uran" supercomputer at the N.N. Krasovskii Institute of Mathematics and Mechanics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences.

ABSTRACT

Introduction. Although structural transformations during plastic deformation are well studied, they remain a priority area of scientific research in the field of materials science. Different approaches converge on the fact that metal deformation develops from the microscale to the macroscale level and that the change in stages is an abrupt loss of structural stability, which inevitably ends with localization of shear and failure in the neck. **The purpose of this study** was to determine the relation of the plastic deformation stages to the structure, surface topography and micromechanical properties of a common structural material, namely grade 0.09C-2Mn-Si steel, subjected to uniaxial tension. **Materials and methods.** In this study, dumbbell-shaped flat specimens of 0.09C-2Mn-Si structural steel were studied before and after uniaxial tension. The tension process was simulated by the finite element method, and the distribution of the stress-strain state parameters was obtained. The structure was studied by optical and scanning electron microscopy. The surface roughness parameters were determined by optical profilometry. Kinetic microindentation was used to determine the micromechanical characteristics. **Results and discussion.** A direct correspondence is established among the roughness parameters, deformation stage, and strain level for the 0.09C-2Mn-Si steel. It is found that the strain values are the highest near the crack, that the structure contains no pronounced pearlite colonies, and that there are elongated ferrite grains with boundaries sometimes decorated by fragmented cementite plates. Strain-induced discontinuities and elongated pores are clearly visible. The surface relief is caused by the sliding of meso- and macrobands. The relationship between the mechanical properties of the steel and the structures obtained at various stages — from the onset of plastic deformation up to macrocrack formation — is analyzed. It is shown that the combined use of optical profilometry, structural characterization methods, and micromechanical tests during instrumented indentation enables reliable recording of structural changes in various regions of 0.09C-2Mn-Si steel specimens after static loading.

For citation: Khudorozhkova Yu.V., Burov S.V., Povolotskaya A.M., Vichuzhanin D.I. Determination of the relationship among the structure, properties and strain state of the 0.09C-2Mn-Si steel under tension. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 205–228. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-205-228. (In Russian).

* Corresponding author

Khudorozhkova Yulia V., Ph.D. (Engineering)
 Institute of Engineering Science,
 Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
 34 Komsomolskaya St.,
 620049, Ekaterinburg, Russian Federation
 Tel.: +7 904 387-50-59, e-mail: khjv@mail.ru

References

1. Koneva N.A. Priroda stadii plasticheskoi deformatsii [The nature of plastic deformation stages]. *Sorosovskii obrazovatel'nyi zhurnal = Soros Education Journal*, 1998, vol. 4, no. 10, pp. 99–105. (In Russian).
2. Panin V.E., Grinyaev Yu.V., Elsukova T.F., Ivanchin A.G. Structural levels of deformation in solids. *Soviet Physics Journal*, 1983, vol. 25 (6), pp. 479–497. DOI: 10.1007/BF00898745.
3. Panin V.E., Panin A.V. Fundamental role of nanoscale structural level of plastic strain in solids. *Metal Science and Heat Treatment*, 2006, vol. 48 (11–12), pp. 533–538. DOI: 10.1007/s11041-006-0131-x.
4. Koneva N.A. Klassifikatsiya, evolyutsiya i samoorganizatsiya dislokatsionnykh struktur v metallakh i splavakh [Classification, evolution and self-organization of dislocation structures in metals and alloys]. *Sorosovskii obrazovatel'nyi zhurnal = Soros Education Journal*, 1996, vol. 2, no. 6, pp. 99–107. (In Russian).
5. Panin V.E., Panin A.V. Masshtabnye urovni plasticheskoi deformatsii razrusheniya nanostrukturirovannykh materialov [Scale levels of plastic deformation and fracture of nanostructured materials]. *Nanotekhnika*, 2005, no. 3, pp. 28–42. (In Russian).
6. Rybin V.V. *Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [Large plastic deformations and fracture of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 224 p.
7. Panin V.E., Grinyaev Yu.V., Danilov V.I. *Strukturnye urovni plasticheskoi deformatsii i razrusheniya* [Structural levels of plastic deformation and fracture]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1990. 255 p. ISBN 5-02-029308-3.
8. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I., Pekarskaya E.E. Thermodynamics of substructure transformations under plastic deformation of metals and alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, vol. 234–236, pp. 614–616. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00271-2.
9. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I., Zhdanov A.N. Mekhanizmy uprochneniya i osobennosti stadiinosti deformatsii polikristallov s nanozernom [Mechanism of strength and features stageness deformations of polycrystalline materials with ultrafine grain]. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2009, no. 1, pp. 12–15. (In Russian).
10. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V. Fizicheskaya mezomekhanika deformiruемого tverdogo tela kak mnogourovnevoi sistemy. I. Fizicheskie osnovy mnogourovnevnogo podkhoda [Physical mesomechanics of a deformed solid as a multilevel system. I. Physical fundamentals of the multilevel approach]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2006, vol. 9, no. 3, pp. 9–22. (In Russian).
11. Adamov A.A., Keller I.E., Petukhov D.S. Eksperimental'naya identifikatsiya zakonov plastichnosti i razrusheniya anizotropnoi malouglerodistoi listovoi stali dlya modelirovaniya kholodnoi shtampovki [Experimental identification of plasticity and fracture laws for anisotropic low-carbon sheet steel for cold stamping simulation]. *Problemy prochnosti i plastichnosti = Problems of Strength and Plasticity*, 2019, vol. 81, no. 2, pp. 202–211. DOI: 10.32326/1814-9146-2019-81-2-202-211. (In Russian).
12. Tabatchikova T.I., Tereshchenko N.A., Yakovleva I.L., Gudnev N.Z. Structure of near-surface layer of high-strength steel subjected to abrasive waterjet cutting. *Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119 (9), pp. 871–879. DOI: 10.1134/S0031918X18090107.
13. Bataev I.A., Bataev A.A., Balagansky I.A., Burov V.G., Prikhodko E.A., Moreva N.A., Ruktuev A.A. Localization of plastic flow in low-carbon steel deformed by explosion. *Physical Mesomechanics*, 2011, vol. 14, no. 1, pp. 93–99. DOI: 10.1134/S102995991101011X. Translated from *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2011, vol. 14, no. 1, pp. 93–99.
14. Kopanitsa D.G., Ustinov A.M., Potekaev A.I., Klopotov A.A. Evolyutsiya strukturnykh elementov deformatsii v pripoverkhnostnykh sloyakh obraztsov iz nizkolegirovannoi stali [Evolution of structural elements of deformation in near-surface layers of low-alloy steel specimens]. *Sovremennye problemy teorii mashin = Modern problems of the theory of machines*, 2015, no. 3, pp. 218–223.
15. Bowden H.G., Kelly P.M. Deformation twinning in shock-loaded pearlite. *Acta Metallurgica*, 1967, vol. 15 (1), pp. 105–111. DOI: 10.1016/0001-6160(67)90158-7.
16. Pröger M. *Die Deformationen und Bruchmechanismen des lamellaren Perlits*. Dissertation. Stuttgart, 1964. 101 p.
17. Tushinsky L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. *Struktura perlita i konstruktivnaya prochnost' stali* [Pearlite structure and constructive strength of steel]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1993. 280 p. ISBN 5-02-030323-2.
18. Bataev A.A., Tushinskii L.I., Bataev V.A., Zuev L.B. Features of the plastic deformation of steels with a lamellar pearlite structure. *Russian Physics Journal*, 1996, vol. 39 (7), pp. 603–608. DOI: 10.1007/BF02439086.
19. Bataev V.A., Bataev A.A., Kotorov S.A., Tushinskii L.I. Special features of the fracture of ordered segregated excess cementite in eutectoid steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 1999, vol. 41 (3–4), pp. 101–104. DOI: 10.1007/BF02467693.

20. Bataev I.A., Bataev A.A., Esikov M.A., Dostovalov R.A., Belousova N.S. Forma mezhslonnykh granits v soedineniyakh, poluchennykh svarkoi metallicheskiykh plastin [The form of the interfaces obtained by explosive welding of thin-plate metallic materials]. *Nauchnyi vestnik Novosibirskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta* = *Science Bulletin of the Novosibirsk State Technical University*, 2012, no. 4 (49), pp. 107–112.

21. Panin V.E. Overview on mesomechanics of plastic deformation and fracture of solids. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 1998, vol. 30 (1), pp. 1–11. DOI: 10.1016/S0167-8442(98)00038-X.

22. Panin V.E. Synergistic principles of physical mesomechanics. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2001, vol. 37 (1), pp. 261–298. DOI: 10.1016/S0167-8442(01)00085-4.

23. Panin V.E., Derevyagina L.S., Deryugin E.E., Panin A.V., Panin S.V., Antipina N.A. Zakonomernosti stadii predrazrusheniya v fizicheskoi mezomekhanike [Regularities of the fracture nucleation stage in physical mesomechanics]. *Fizicheskaya mezomekhanika* = *Physical Mesomechanics*, 2003, vol. 6, no. 6, pp. 97–106. (In Russian).

24. Likhachev V.A., Panin V.E., Zasimchuk E.E. *Kooperativnye deformatsionnye protsessy i lokalizatsiya deformatsii* [Cooperative deformation processes and deformation localization]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1989. 320 p. ISBN 5-12-001121-7.

25. Panin V.E., ed. *Fizicheskaya mezomekhanika i komp'yuternoe konstruirovaniye materialov*. V 2 t. T. 2 [Physical mesomechanics and computer-aided design of materials. In 2 vol. Vol. 2]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1995. 320 p. ISBN: 5-02-030841-2.

26. Hatherley M., Malin A.S. Shear bands in deformed metals. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol. 18 (5), pp. 449–454. DOI: 10.1016/0036-9748(84)90419-8.

27. Harren S.V., Dève H.E., Asaro R.J. Shear band formation in plane strain compression. *Acta Metallurgica*, 1988, vol. 36 (9), pp. 2435–2480. DOI: 10.1016/0001-6160(88)90193-9.

28. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Moiseenko D.D. On the nature of plastic strain localization in solids. *Technical Physics*, 2007, vol. 52 (8), pp. 1024–1030. DOI: 10.1134/S1063784207080105.

29. Zuev L.B., Khon Yu.A. Plastic flow as spatiotemporal structure formation. Part I. Qualitative and quantitative patterns. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25 (2), pp. 103–110. DOI: 10.1134/S1029959922020011.

30. McDowell D.L. Multiscale modeling of interfaces, dislocations, and dislocation field plasticity. Mesarovic S., Forest S., Zbib H. (eds.). *Mesoscale Models*. CISM International Centre for Mechanical Sciences. Cham, Springer International Publishing, 2019, vol. 587, pp. 195–297. DOI: 10.1007/978-3-319-94186-8_5.

31. Trusov P.V., Shveykin A.I. *Mnogourovnevnye modeli mono- i polikristallicheskiykh materialov: teoriya, algoritmy, primery primeneniya* [Multilevel models of mono- and polycrystalline materials: theory, algorithms, application examples]. Novosibirsk, SB RAS Publ., 2019. 605 p. ISBN 978-5-7692-1661-9. DOI: 10.15372/MULTI-LEVEL2019TPV.

32. Panin V.E. Osnovy fizicheskoi mezomekhaniki [Foundations of physical mesomechanics]. *Fizicheskaya mezomekhanika* = *Physical Mesomechanics*, 1998, vol. 1, no. 1, pp. 5–22. (In Russian).

33. Panin V.E., Grinyaev Yu.V. Fizicheskaya mezomekhanika – novaya paradigma na styke fiziki i mekhaniki deformiruemogo tverdogo tela [Physical mesomechanics: a new paradigm at the interface of solid state physics and solid mechanics]. *Fizicheskaya mezomekhanika* = *Physical Mesomechanics*, 2003, vol. 6, no. 4, pp. 9–36. (In Russian).

34. Trusov P.V., Shveykin A.I., Kondratyev N.S., Yants A.Yu. Multilevel models in physical mesomechanics of metals and alloys: results and prospects. *Physical Mesomechanics*, 2021, vol. 24 (4), pp. 391–417. DOI: 10.1134/S1029959921040056.

35. Khudorozhkova Yu.V., Povolotskaya A.M., Burov S.V., Vichuzhanin D.I. Applicability of magnetic measurements to the detection of fracture nucleation in 09G2S steel. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2025, vol. 61 (12), pp. 1477–1487. DOI: 10.1134/S1061830925700457.

36. Smirnov S.V., Smirnov V.K., Soloshenko A.N., Shveikin V.P. Determining the coefficients in the functional dependence of the strain resistance on the basis of conical-indentor data. *Russian Metallurgy (Metally)*, 1998, no. 6, pp. 109–113.

37. Makarov A.V., Savrai R.A., Gorkunov E.S., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu., Davydova N.A. Structure, mechanical characteristics, and deformation and fracture features of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment. *Physical Mesomechanics*, 2015, vol. 18 (1), pp. 43–57. DOI: 10.1134/S1029959915010063.

38. Soboleva N.N., Makarov A.V., Stepchenkov A.K., Malygina I.Yu., Korobov Yu.S. Vliyanie termicheskogo vozdeistviya na mikromekhanicheskie svoystva khromonikelevogo pokrytiya, poluchennogo gazoporoshkovoi lazerno naplavkoi [Influence of thermal effects on the micromechanical properties of the nickel-chromium coating

obtained by gas powder laser cladding]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 104–117. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-104-117.

39. Oreshko E.I., Erasov V.S., Yakovlev N.O., Utkin D.A. Metody opredeleniya mekhanicheskikh kharakteristik materialov s pomoshch'yu indentirovaniya (obzor) [Methods for determining the mechanical characteristics of materials using indentation (review)]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* = *Aviation Materials and Technologies*, 2021, no. 1 (62), pp. 104–118. DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-104-118. (In Russian).

40. Soboleva N.N., Davydova N.A., Makarov A.V. Vliyanie kratnosti friktsionnogo vozdeistviya na mikromekhanicheskie svoistva NiCrBSi-pokrytii [The effect of the multiplicity of frictional action on the micromechanical properties of NiCrBSi-coatings]. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2022, iss. 5, pp. 50–59. DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.050-059. (In Russian).

41. Pugacheva N.B., Bykova T.M., Senaeva E.I. Struktura i mikromekhanicheskie svoistva SVS-kompozitov s mednoi matritsei: osobennosti formirovaniya [Structure and micromechanical properties of SHS composites with a copper matrix: peculiarities of formation]. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 4, pp. 99–108. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-4-66-9. (In Russian).

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).