

ЧЕБЫШЕВСКИЙ СБОРНИК

Том 20. Выпуск 1.

УДК 539.21:621.785

DOI 10.22405/2226-8383-2019-20-1-403-421

Исторические аспекты математического анализа диаграмм деформации металлических материалов¹

А. Н. Чуканов, А. Е. Гвоздев, А. Н. Сергеев, С. Н. Кутепов, П. Н. Медведев, Д. В. Малий,
А. А. Яковенко, И. Ф. Широкий

Чуканов Александр Николаевич — доктор технических наук, доцент, ведущий научный сотрудник кафедры технологии и сервиса, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, г. Тула.

e-mail: alexchukanov@yandex.ru

Гвоздев Александр Евгеньевич — доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник кафедры технологии и сервиса, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, г. Тула.

e-mail: gwozdew.alexandr2013@yandex.ru

Сергеев Александр Николаевич — доктор педагогических наук, профессор, заведующий кафедрой технологии и сервиса, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, г. Тула.

e-mail: ansergueev@gmail.com

Кутепов Сергей Николаевич — кандидат педагогических наук, доцент кафедры технологии и сервиса, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, г. Тула.

e-mail: kutepov.sergei@mail.ru

Медведев Павел Николаевич — кандидат педагогических наук, доцент, доцент кафедры технологии и сервиса, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, г. Тула.

e-mail: medvedeff_82@mail.ru

Малий Дмитрий Владимирович — старший преподаватель кафедры технологии и сервиса, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, г. Тула.

e-mail: maliydmitriy@yandex.ru

Яковенко Александра Александровна — кандидат технических наук, инженер-технолог, ООО «Металлург-Туламаш», г. Тула.

e-mail: alexyakovenk@gmail.com

Широкий Илья Федорович — стажер кафедры технологии и сервиса, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, г. Тула.

e-mail: skyshiroky@list.ru

Аннотация

В статье представлена ретроспектива становления и развития одного из методов изучения деформационного упрочнения материалов – математического анализа диаграмм деформации. Подробно рассмотрено важнейшее математически обоснованное направление

¹Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программе «Исследование и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы» (уникальный идентификатор проекта RFMEF 157717X0271).

анализа диаграмм деформации, базирующееся на использовании их перестроения в координатах, обусловленных определёнными модельными представлениями, описывающими процесс деформационного упрочнения. Проиллюстрировано изменение методик анализа кривых растяжения (нагрузка-удлинение) и их математического описания от представлений XVII-XVIII века, работ Л. да Винчи, Р. Гука, И. Ньютона до современности. Описано поэтапное развитие математического описания деформационного упрочнения с использованием диаграмм деформации от феноменологических подходов в рамках теорий Людвика, Холломона, Жауля-Крюссара до современных физических теорий деформационного упрочнения Дж. Тейлора, Н. Ф. Мотта, Е. Орована, Я. И. Френкеля, Я. Б. Фридмана, А. Зегера, А. Коттрелла, Дж. Рида, базирующихся на анализе эволюции комплексов дефектов строения, результатах металлографически обоснованных тонких металлофизических экспериментов. Дан критический анализ недостатков современных математических методов оценки параметров диаграмм деформации с точки зрения развития деградации и деструкции (повреждаемости) в процессе испытаний. Приведены примеры расчета параметров поврежденности на основе подхода анализа диаграмм деформации Одингга И. А., Либерова Ю. П., Ровинского Б. М., Рыбаковой Л. М., Блантера М. Е. На примере малоуглеродистой стали проведена экспериментальная апробация использования перечисленных модельных представлений в сравнении с подходами Людвика, Холломона, Жауля-Крюссара для оценки их соответствия современным представлениям о вкладе деградационных и деструкционных процессов (повреждаемости) в деформационное упрочнение. Выполнен количественный анализ коэффициентов упрочнения, добротности и деструкции, позволивший связать стадийность деформационного упрочнения с параллельным развитием двух основных процессов: трансформацией дислокационной субструктуры и развитием деформационной поврежденности типа микротрещин и пор. Выявлены критические значения деформации, определяющие границы диапазонов резкого изменения параметров деформационного упрочнения и деструкции.

Ключевые слова: металлические сплавы, упрочнение, деформация, математический анализ, диаграмма, растяжение, поврежденность, сталь, математическая модель, разрушение, нагрузка, пластичность.

Библиография: 34 названия.

Для цитирования:

А. Н. Чуканов, А. Е. Гвоздев, А. Н. Сергеев, С. Н. Кутепов, П. Н. Медведев, Д. В. Малий, А. А. Яковенко, И. Ф. Широкий. Исторические аспекты математического анализа диаграмм деформации металлических материалов // Чебышевский сборник. 2019. Т. 20, вып. 1, С. 403–421.

CHEBYSHEVSKII SBORNIK

Vol. 20. No. 1.

UDC 539.21:621.785

DOI 10.22405/2226-8383-2019-20-1-403-421

Historical aspects of mathematical analysis of metal material deformation diagrams²

Chukanov Aleksander Nikolaevich — Doctor of technical sciences, Associate Professor, Leading Researcher of the Chair of Technology and Service of the Tula State Lev Tolstoy Pedagogical University, Tula.

²The work was carried out within the framework of the Federal target program "Research and development in priority areas of development of the scientific and technological complex of Russia for 2014–2020" (unique project ID RFMEF 157717X0271).

e-mail: alexchukanov@yandex.ru

Gvozdev Aleksander Evgenievich — Doctor of Technical Sciences, Professor, Chief researcher of the Chair of Technology and Service, Tula State Lev Tolstoy Pedagogical University, Tula.

e-mail: gwozdew.alexandr2013@yandex.ru

Sergeev Aleksander Nikolaevich — Doctor of Pedagogical Sciences, Professor, Head of the Chair of Technology and Service, Tula State Lev Tolstoy Pedagogical University, Tula.

e-mail: ansergueev@gmail.com

Kutepov Sergey Nikolaevich — Candidate of Pedagogical Science, Associate Professor of the Chair of Technology and Service, Tula State Lev Tolstoy Pedagogical University, Tula.

e-mail: kutepov.sergei@mail.ru

Medvedev Pavel Nikolaevich — Candidate of Pedagogical Science, Associate Professor, Associate Professor of the Chair of Technology and Service, Tula State Lev Tolstoy Pedagogical University, Tula.

e-mail: medvedeff_82@mail.ru

Maliy Dmitry Vladimirovich — Senior Lecturer of the Chair of Technology and Service, Tula State Lev Tolstoy Pedagogical University, Tula.

e-mail: maliydmitriy@yandex.ru

Yakovenko Aleksandra Aleksandrovna — Candidate of Technical Sciences, Process Engineer, “OOO Metallurg-Tulamash” Ltd, Tula.

e-mail: alexyakovenk@gmail.com

Shiroky Ilya Fedorovich — Trainee of the Chair of Technology and Service, Tula State Lev Tolstoy Pedagogical University, Tula.

e-mail: skyshiroky@list.ru

Abstract

The article presents a retrospective of the formation and development of one of the methods to study the materials strain hardening – mathematical analysis of strain diagrams. Discussed in detail the most important mathematically reasonable direction of the analysis of the diagrams of deformation based on the use of their rebuild in the coordinates, due to the defined model representations, describe the process of strain hardening. The paper illustrates changing of analysis methods of stretching curves (load-elongation) and their mathematical description starting from representations of the 17th–18th centuries in the works by L. da Vinci, R. Hooke, I. Newton up to the present day. A phased development of the mathematical description of strain hardening using strain diagrams from phenomenological approaches within the theories of Ludwik, Hollomon, Jaul-Krussard to modern physical theories of strain hardening by J. Taylor, N.F. Mott, E. Orovana, Ya.I. Frenkel, Ya.B. Friedman, A. Zeger, A. Cottrell, J. Reed, based on the analysis of the evolution of complexes of structural defects, the results of metallographic grounded thin metalphysical experiments. A critical analysis of the shortcomings of modern mathematical methods for estimating the parameters of strain diagrams in terms of the degradation and destruction (damage) development in the testing process is given. For example, mild steel experimental testing of the use of the listed model representations in comparison with the approaches Ludvika, Hollomon, Joule-Crosara to assess their conformity with modern views on the contribution of degradation and destruction processes (damage) to work hardening. The quantitative analysis of the coefficients of hardening, q-factor and destruction, which allowed to link the stages of deformation hardening with the parallel development of two main processes: the transformation of dislocation substructure and the development of deformation damage such as microcracks and pores. The critical values of deformation determining the boundaries of the ranges of sharp changes in the parameters of deformation hardening and destruction are revealed.

Keywords: metal alloys, hardening, strain, mathematical analysis, diagram, tensile, damage, steel, mathematical model, fracture, load, plasticity.

Bibliography: 34 titles.

For citation:

A. N. Chukanov, A. E. Gvozdev, A. N. Sergeev, S. N. Kutepov, P. N. Medvedev, D. V. Maliy, A. A. Yakovenko, I. F. Shiroky, 2019, "Historical aspects of mathematical analysis of metal material deformation diagrams", *Chebyshevskii sbornik*, vol. 20, no. 1, pp. 403–421.

1. Введение

Диаграммы деформации (или машинные кривые), полученные при испытаниях на одноосное растяжение по ГОСТ 1497-84, являются основной базой экспериментальных результатов, необходимых для анализа свойств и структуры материалов и изделий из них. Методика анализа кривых растяжения (нагрузка-удлинение) и их математическое описание уходят корнями в XVII-XVIII века к работам Л. да Винчи, Р. Гука, И. Ньютона. Несколько тысяч лет задолго считывали прочность, главным образом, опираясь на интуицию. С опытов Леонардо начался экспериментальный период в развитии строительной механики. Галилей свел большой круг вопросов, связанных с прочностью и разрушением материалов, в одну область знания. Он впервые указал на необходимость построения собственной теории, создания собственной науки – сопротивления материалов. Позднее, с появлением понятия «напряжения» (σ) и диаграмм «напряжение-деформация» ($\sigma=f(\varepsilon)$) оформились понятия «условной» ($\sigma=f(\varepsilon)$) и «истинной» ($S=f(e)$) диаграмм деформации. Выделилось обоснованное математически направление анализа этих диаграмм с использованием их перестроения в координатах, обусловленных определёнными модельными представлениями, описывающими процесс деформационного упрочнения [1].

Вначале (XVIII-XIX вв.) это были простые феноменологические модели. По мере совершенствования в XX в. физических представлений о дефектах строения, техники металлофизического эксперимента, методик анализа его результатов был осуществлён переход к физически обоснованным и металлографически (оптически, электронно-микроскопически) подтвержденным теориям деформационного упрочнения Дж. Тейлора, Н.Ф. Мотта, Е. Орована, Я.И. Френкеля, Я.Б. Фридмана, А. Зегера, А. Коттрелла, Дж. Рида [2].

По существу, историография методик математического анализа диаграмм деформации отражает эволюцию взглядов на процессы упрочнения при деформировании материалов. Постепенно выкристаллизовались стандартизованные характеристики механических свойств, определяемые из анализа диаграмм деформации. Прочности: предел прочности, физический (условный) предел текучести. Упругости: модуль упругости (первого и второго рода – Юнга, сдвига), предел упругости. Пластичности: относительное удлинение (упругое, равномерное, сосредоточенное, общее), относительное сужение.

Для металлических материалов (металлов и их сплавов) наиболее часто при анализе условных и истинных диаграмм деформации исследователями используются модели аппроксимации Людвига, Холломоны, Жауля-Крюссара. Аналитические выражения для описания условной $\sigma - \varepsilon$ или истинной $S - e$ диаграмм деформации оценивают по качеству аппроксимации. Наиболее распространенные представления: Людвига $S = S_0 + Ke^n$; Холломоны $S = S_0 \cdot e^n$ и производные от них Жауля – Крюссара $dS/de = D_0 \cdot e^{n-1}$ ($D_0 = n \cdot S_0$), описывая изменения вида кривых нагружения, к сожалению не отражают процесс деструкции (накопления повреждений) в деформируемом металле.

Для получения более надежных сведений о механизмах пластического течения и накопления деформационной повреждаемости в 60-х годах советскими учеными Одингом И.А., Либеровым Ю.П., Ровинским Б.М., Рыбаковой Л.М., Блантером М.Е. был проведен ряд исследований [3-8]. Главным инструментом исследований являлось подробное аналитическое и графическое изучение механизма, формирующего соотношения истинных напряжений и деформаций, получаемых в ходе статического и усталостного разрушения. Для экспериментов использовали образцы сталей различных составов, медь, алюминий, никель, армко-железо,

сплавы на основе никеля, меди и др. в различных состояниях.

В работе [9] было показано, что при статическом растяжении величины истинных напряжений течения S в алюминии и малоуглеродистой стали определяются величинами субзерен и блоков ε в металле и соотношение между ними выражается следующей формулой

$$S = \alpha \cdot \varepsilon^{-1/2} \quad (1)$$

При анализе экспериментальных данных работы [7] авторами была выявлена простая зависимость между истинной остаточной деформацией δ и величиной блоков ε , из которой, принимая во внимание (1), следует, что истинные напряжения в металлическом образце при простом растяжении находятся в следующем соотношении с истинной остаточной деформацией

$$S = S_e + \gamma \cdot \delta^{1/2}, \quad (2)$$

где S_e – физический предел упругости, т.е. напряжение ниже которого при данной скорости деформирования в металле не происходят структурные изменения, а γ – коэффициент пластичности ($\gamma = 1/\delta$, где δ – интенсивность деформационного упрочнения).

Данные, полученные из экспериментов на статическое одноосное растяжение, были использованы для построения диаграмм в координатах $S - \delta^{1/2}$, где S – истинное напряжение, δ – истинная остаточная деформация.

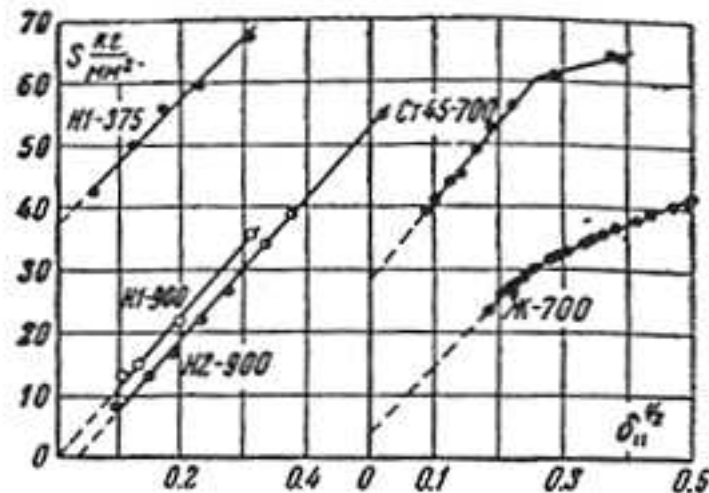


Рис. 1. Диаграммы растяжения никеля (Н1, Н2), армко-железа (Ж) и стали 45 (Ст45) в координатах $S - \delta^{1/2}$ (цифры у марок – температура предварительного отжига) [10].

В результате проведенных экспериментов и анализа указанных диаграмм было обнаружено, что на диаграммах в параболических координатах в области пластической деформации наблюдаются один или два прямолинейных участка (рис. 1).

Было высказано предположение о возможной связи выявленной стадийности S (5) с развитием поврежденности. Для анализа этого предположения изучали соотношение напряжений и деформаций при циклическом нагружении [11]. В результате экспериментов на образцах технического железа зафиксировали три линейных участка (рис. 2).

Исследование этих диаграмм, а также металлографические исследования (рис. 3) показали, что характер их определяется механизмом пластической деформации и кинетикой деструкции материала. Основной вывод, к которому приводят авторов их дальнейшие исследования

показывает, что процесс деформирования можно разделить условно на три основные стадии накопления микроразрушений, каждая из которых характеризуется определенным механизмом и степенью развития (рис. 4).

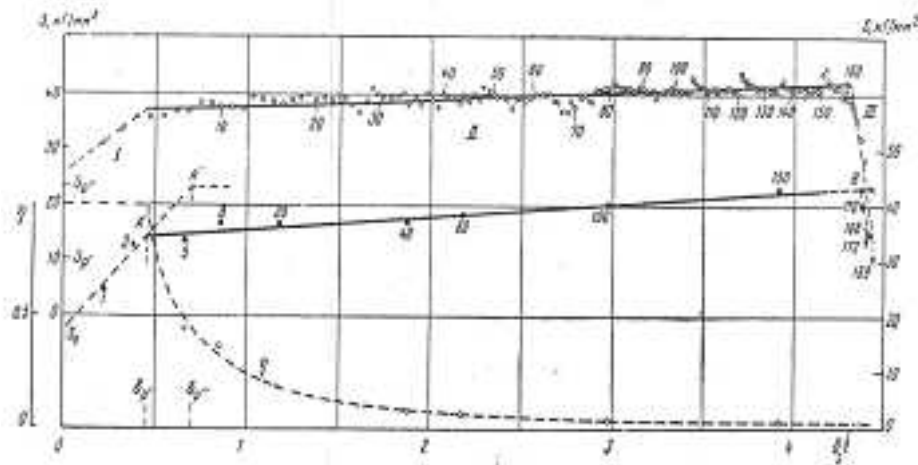


Рис. 2. Диаграмма знакопеременной деформации образцов из технического железа в координатах $S - \delta^{1/2}$ [10].

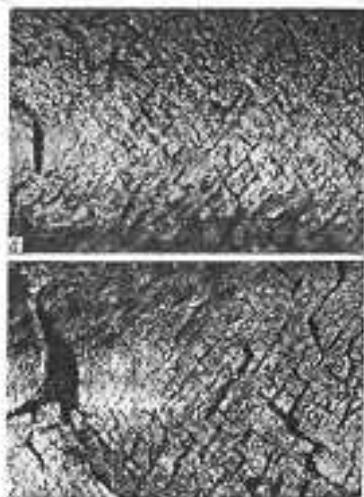


Рис. 3. Микрофотографии поверхности образца $\times 30$: а – после 120 полных циклов сжатия и растяжения; б – после 166 полных циклов [10].

На первом участке (рис. 4) процесс деформации практически полностью пластический. На этой стадии вся или подавляющая часть деформации обусловлена движением и размножением дислокаций.

На втором линейном участке накопление изменений, отражающих пластическую компоненту макроскопической остаточной деформации твердого тела, резко снижается. При этом на механизм деформации значительное влияние начинает оказывать развитие нарушений сплошности и образование микротрещин. Этот этап определяется в основном деформацией пластико – деструкционного характера.

На третьем участке деформация в подавляющей части деструкционная и при этом она постепенно локализуется в узкой области концентрации напряжения продвижения магистральной трещины, что приводит к окончательному разрушению растягиваемого образца.

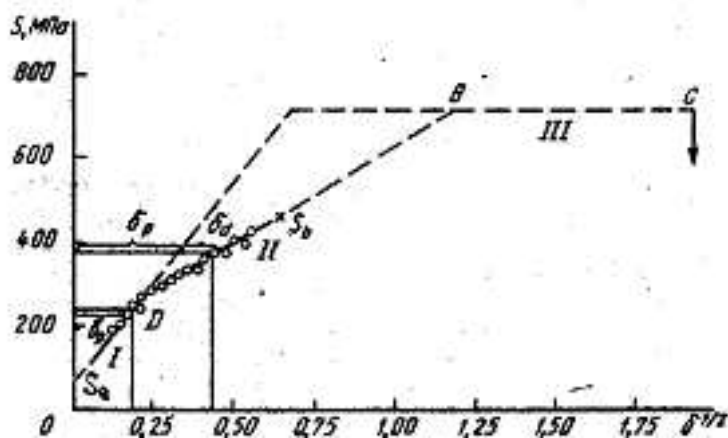


Рис. 4. Полная диаграмма растяжения железа в координатах $S - \delta^{1/2}$ [11].

В работах Л. М. Рыбаковой с сотрудниками [11] была предложена классификация выявленной стадийности участков кривой нагружения. Точка, разделяющая первый и второй участки (точка D рис. 4) была предложена как характеристика деформационной деструкции. Физическая сущность этой характеристики – начало развития деструкционного процесса пластического деформирования. Значения этой характеристики изменяются для разных материалов в широкой области. Так точка начала деструкции наблюдается для алюминия при 5% остаточной деформации, для железа при 8%, для меди при деформации $> 30\%$.

Авторами [11] было предложено выделить в общей остаточной деформации за точкой D две компоненты: пластическую $\delta_{@}$ (не связанную с микроразрушениями) и деструкционную δ_d (определяемую развитием микротрещин). Параметры диаграммы $S - \delta^{1/2}$ позволяют выявить изменение соотношения пластической и деструкционной составляющих, уменьшение коэффициента деформационного упрочнения – угол наклона отрезков $S - \delta^{1/2}$.

Такой анализ диаграмм растяжения позволяет характеризовать состояние твердого тела при заданной остаточной деформации следующими параметрами поврежденности (рис. 5): η – коэффициентом добротности:

$$\frac{\delta_{@}}{\delta} = \eta, \quad (3)$$

и $\Delta = \eta^{-1} - 1$ – коэффициентом деструкции:

$$\frac{\delta_d}{\delta_{@}} = \Delta, \quad (4)$$

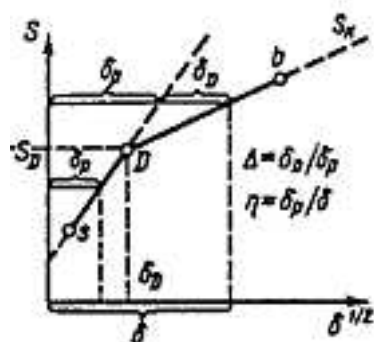


Рис. 5. Схема определения характеристик поврежденности η и Δ [11].

(Приведена символика оригинала статьи [11])

Цель работы: оценить применимость перечисленных моделей, учитывающих процесс деформации с классическими представлениями Людви́ка, Холломо́на, Жауля-Крюссара для анализа диаграмм деформации. В качестве объектов использовали образцы сталей Ст3, 05, 45, 25Г2, У7. Основным объектом являлись образцы малоуглеродистой стали Ст3, обладающей протяженной областью равномерной и сосредоточенной деформации, удобной для графического и аналитического анализа структурной деградации.

Стадийность деформационного упрочнения углеродистых сталей часто изучают, применяя следующие аналитические зависимости:

$$S = S_0 + K_1 \cdot e^m; \quad (5)$$

$$S = K_2 \cdot e^n, \quad (6)$$

где S и e – истинные напряжение и деформация; S_0 , K_1 , K_2 , m , n – постоянные.

Основная идея. Параметры, входящие в выражения (5) и (6), не имеют строгого физического смысла. Величины m и n трактуют как показатели или коэффициенты деформационного упрочнения, а коэффициенты K_1 и K_2 – как показатели скорости деформационного упрочнения. Данные о преимуществах того или иного уравнения в литературе противоречивы. По мнению авторов [8], более достоверным является уравнение (5), по мнению авторов [12,13] – уравнение (6). Кроме того, при описании кривых упрочнения многих металлов используют также параболическое уравнение [14,15]:

$$S = S_{=} + qe^{1/2}, \quad (7)$$

где $S_{=}$ и q – постоянные. В отличие от (5) и (6) уравнение (7) можно вывести теоретически [14].

2. Механические испытания

Одним из процессов, позволяющих осуществить переход материала в предельное состояние, является деформация. Деформацию путем статического одноосного растяжения проводили на испытательной машине Р-5 (масштаб записи диаграмм 50:1 со скоростью $1 \cdot 10^{-4} \text{с}^{-1}$) и волочением через калиброванные фильеры. Результаты, полученные в ходе предварительных нагружений и собственно испытаний, использовали для получения характеристик упругости, прочности, пластичности и вязкости.

Измерения после растяжения осуществляли в соответствии с ГОСТ 1497-84 при комнатной температуре с записью диаграммы деформации. Для испытаний на статическое растяжение использовали 5-ти и 10-ти кратные (l/d) гладкие цилиндрические образцы из сталей марок Ст3, 05, 45, 25Г2, У7 диаметром 5 мм и расчетной длиной 25 мм и образцы из стали марки Ст3, диаметром 8 мм и расчетной длиной 90 мм. Образцы изготавливали из прутков в состоянии поставки: подвергнутых горячей прокатке (охлаждение на воздухе), а также отожженных (табл.1).

Механические свойства исследуемых сталей
в состоянии поставки

Таблица 1.

Марка стали	Характеристика			
	НВ	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %
Ст3	100	195	360	22*)
05	125	295	440	35
45	143	300	635	29
У7	187	325	765	7
25Г2	200	600	630	13

*) δ_{10}

Основные исследования осуществляли в области равномерной деформации, предполагая, что на этом участке объем металла практически постоянен.

Из диаграмм деформации, обработанных по стандартным методикам, определяли характеристики упругости (статический модуль нормальной упругости $E = \sigma/\epsilon = \frac{P \cdot l_0}{F_0 \cdot \Delta l}$; пределы пропорциональности $\sigma_{?F}$ и упругости $\sigma_{0,05}$); прочности (условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ и предел прочности σ_2), а также характеристики пластичности относительное сужение $\psi = \frac{F_0 - F_1}{F_0}$ и относительное удлинение при разрыве $\delta = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \cdot 100\%$) и вязкости (рис. 6).

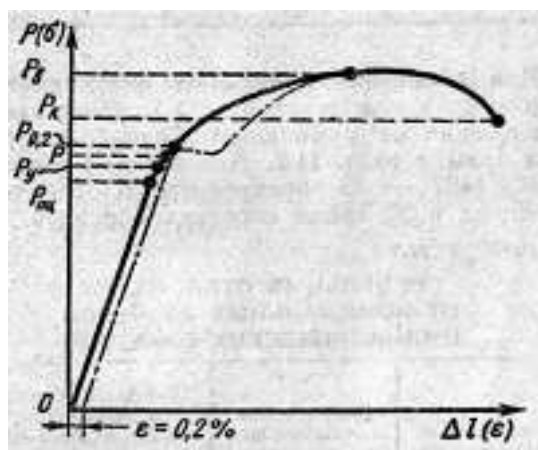


Рис. 6. Характерные участки и точки диаграммы растяжения. (На рисунке совмещены диаграммы с постепенным и резким переходом в пластическую область).

Кроме стандартных характеристик определяли параметры деформационного упрочнения и деформационной поврежденности.

3. Определение параметров деформационного упрочнения

В результате испытаний на растяжение получали машинную кривую растяжения в координатах $P - \Delta l$. Для определения параметров деформационного упрочнения машинную кривую растяжения перестраивали за площадкой текучести (при ее наличии) или за условным пределом текучести в параболических координатах $S - e^{1/2}$ по методике [2, 6]:

$$S_i = \frac{P_i(l_0 + \Delta l_i)}{F_0 \cdot l_0}, \quad (8)$$

$$e_i^{1/2} = \sqrt{\ln(1 + \frac{\Delta l_i}{l_0})}, \quad (9)$$

где S_i , $e_i^{1/2}$, P_i , Δl_i – текущие значения истинного напряжения, истинной остаточной деформации, нагрузки, удлинения образца соответственно; l_0 и F_0 – начальная длина образца и площадь его поперечного сечения.

Таким образом получали линеаризованную диаграмму деформации. Полученные линейные участки с различным наклоном с использованием линейного регрессионного анализа аппроксимировали линейными зависимостями вида $y = ax + b$, где $b = S_{0i}$ – напряжение, необходимое для продолжения деформационного упрочнения с заданной интенсивностью от нулевой деформации; $a = K_i$ – коэффициент деформационного упрочнения на соответствующем участке. Коэффициенты a и b получали с использованием программ *Statgraphics*, *Statistica* и электронных таблиц “*EXCEL*”.

4. Оценка поврежденности. Определение характеристик деформационной деструкции

Характеристики поврежденности S_D , e_D , Δ , η определяли из испытаний на одноосное растяжение, анализируя линеаризованные диаграммы деформации (рис. 6) в соответствии с методикой [2,6] по формулам (10) и (11).

Параметры диаграммы $S-e^{1/2}$ [6] позволяли выявить: 1) характерные участки упрочнения; 2) параметры упрочнения на данных участках; 3) соотношение пластической и деструкционной компонент деформации.

Такой анализ диаграмм растяжения позволяет характеризовать состояние твердого тела при заданной остаточной деформации следующими коэффициентами:

$$\frac{e_{\text{д}}}{e} = \eta, \quad (10)$$

$$\frac{e_d}{e_{\text{д}}} = \Delta, \quad (11)$$

где η – коэффициент добротности; $\Delta = \eta^{-1} - 1$ – коэффициент деструкции (рис. 5). Далее для обозначения диаграмм $S(\delta)$ использовали обозначения $S(e)$.

В соответствии с целью в данной работе провели экспериментальную проверку выражений (5) – (7). Машинные кривые перестраивали в истинных координатах в соответствии с методикой [16]. На рис. 7 представлена типичная диаграмма деформации стали Ст3 в истинных координатах. Явно фиксируется площадка текучести. Часть диаграммы за ней может быть описана одним из представленных выше параболических выражений.

Для аппроксимации кривых растяжения и вычисления параметров, входящих в уравнения (5) – (7), истинные диаграммы перестраивали так, чтобы графически они были представлены линейными зависимостями. Так, достоверность выражения (7) проверяли путем перестройки кривой растяжения в координатах $S - e^{1/2}$ (рис. 7).

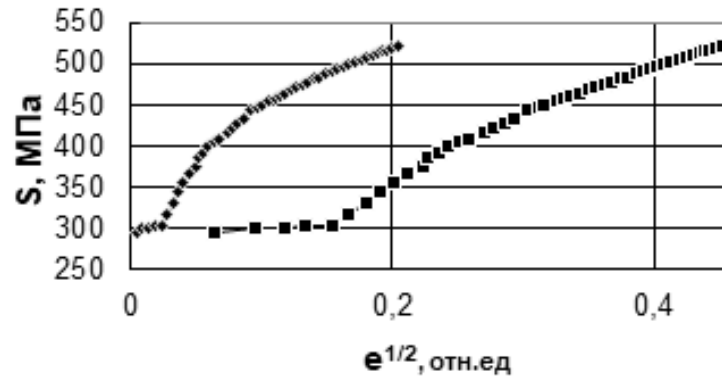


Рис. 7. Диаграммы деформации стали Ст.3 в координатах $S - e$ и $S - e^{1/2}$.

Как видно, экспериментальные точки хорошо укладываются на три прямолинейных отрезка с разными значениями параметров S_0 и q (табл.2, строка1), что свидетельствует о стадийности упрочнения во время деформирования. Переход от одной стадии к другой происходит при деформациях $e_{\text{к}} \approx 6,3$ и 10 %.

Значения параметров упрочнения различных моделей. Таблица 2.

№№	Исходное уравнение	Преобразованное уравнение	Параметр	Первая стадия	Вторая стадия	Третья стадия
1	$S = S_n + qe^{1/2}$	$S = S_n + qe^{1/2}$	S_n , МПа q , МПа $e_{кр}$, %	140 1060 2,5	240 660 6,5	280 530 10,0
2	$S = K_2 e^n$	$\ln S = \ln K_2 + n \ln(e)$	K_2 , МПа N	925 0,3	730 0,2	725 0,2
3	$S = S_0 + K_1 e^m$ $S_0 = S_{n1}$	$\ln(S - S_{n1}) =$ $= \ln K_1 + m \ln(e)$	K_1 , МПа M	1065 0,5	6400,3	605 0,3
4	$S = S_0 + K_1 e^m$ $S_0 = S_{ni}$	$\ln(S - S_{ni}) =$ $= \ln K_1 + m \ln(e)$ $i = 1; 2; 3$	K_1 , МПа M	1065 0,5	655 0,5	530 0,5
5	$S = S_0 + K_1 e^m$	$\ln(dS/de) =$ $= \ln(K_1 m) + (m - 1) \ln(e)$	K_1 , МПа M	1060 0,5	660 0,5	530 0,5

Для получения линейной зависимости уравнение (6) преобразовывали к виду

$$\ln S = \ln K_2 + n \cdot \ln e.$$

На рис.8 представлена кривая растяжения в координатах $\ln S - \ln e$. В этом случае экспериментальные точки не укладываются на одну прямую линию. Это говорит о том, что параметр n не является постоянной величиной, а зависит от степени деформации. Выделили три стадии с разными значениями постоянных (табл.2 строка 2). В работе [16] на мелкозернистой углеродистой стали 30 выделяли только две стадии. Переход от одной стадии упрочнения к другой происходил при тех же значениях $e_{\text{к}}$, что и в случае использования уравнения (7). В тоже же время на диаграммах крупнозернистых образцов этой стали выделяли три стадии.

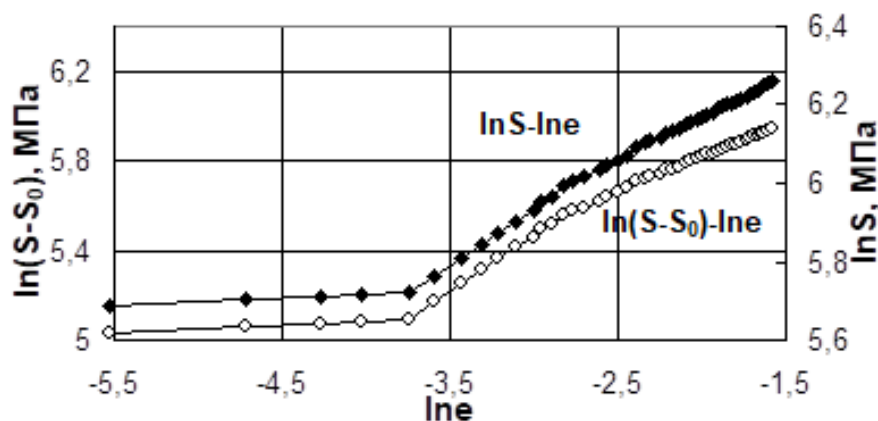


Рис. 8. Диаграммы деформации в координатах $\ln S = f[\ln(e)]$ и $\ln(S - S_0) = f[\ln(e)]$

Обработку кривых растяжения с помощью уравнения (5) проводили двумя способами. В первом случае предполагали, что величина S_0 известна и выражение (5) преобразовывали к виду $\ln(S - S_0) = \ln K_1 + m \cdot \ln e$. Параметр S_0 определяли экстраполяцией диаграммы деформации к нулевой пластичности при представлении её в координатах $S - e^{1/2}$ [12,13]. При этом $S_0 = S_-$. Зависимость $\ln(S - S_0) - \ln e$ представлена на рис. 8.

На начальном участке первой стадии упрочнения параметр $m = 0,5$, а $K_1 = q_1$, затем кривая наклоняется подобно зависимости $\ln S = f[\ln(e)]$, и параметры K_1 и m имеют другие значения. Однако, если в выражение (5) вместо S_0 подставить значения S_{-i} , вычисленные по уравнению (7) и соответствующие второй и третьей стадиям упрочнения, то участки прямых $\ln(S - S_0) = f[\ln(e)]$ размещаются под наклоном 0,5, а величина K_1 равна параметру q на всех трех стадиях (табл.2, строка 4).

Второй способ предполагает, что величина S_0 есть некоторая неизвестная постоянная. В этом случае уравнение (5) преобразовывали к виду $\ln(dS/de) = \ln(K_1 m) + (m - 1) \ln e$.

Величину dS/de (коэффициент деформационного упрочнения) определяли численным дифференцированием кривой растяжения, полагая $dS/de \approx \Delta S/\Delta e$. Полученные значения dS/de (рис.9) проанализировать довольно затруднительно. Большое рассеяние данных вызвано тем, что изменение напряжения течения в близлежащих диапазонах деформаций сравнимо с точностью определения их значений (± 1 МПа). Коэффициент деформационного упрочнения определяли более точно, дифференцированием выражения:

$$dS/de = q/e^{1/2} \cdot 2. \quad (12)$$

Значения dS/de вычисляли с учетом того, что параметр q на каждой стадии упрочнения принимает разные значения. Полученные данные хорошо укладываются на три прямолинейных участка (рис.9).

Если заранее известна зависимость $\ln dS/de = f[\ln(e)]$, то можно видеть, что и значения $\ln dS/de$, рассчитанные численным дифференцированием диаграммы деформации, подчиняются этой зависимости. Результаты укладываются на три прямолинейных участка с наклоном $(m - 1)$, равным -0,5 (табл.2, строка 5).

Таким образом, при описании кривых растяжения с помощью уравнений (5) – (7) наблюдаются общие закономерности. Одну и ту же кривую можно описать разными уравнениями при близких значениях достоверности аппроксимации ($R^2 \approx 0,9934...0,9999$). Упрочнение изученных малоуглеродистых сталей происходит в три стадии, интенсивность упрочнения с каждой

последующей стадией понижается. Однако между соотношениями (5) – (7) имеются существенные различия, особенно между выражениями (6) и (7). Так, для описания диаграммы упрочнения выражением (6) ее необходимо представить в двойных логарифмических координатах, вследствие чего трудно выявить стадийность упрочнения.

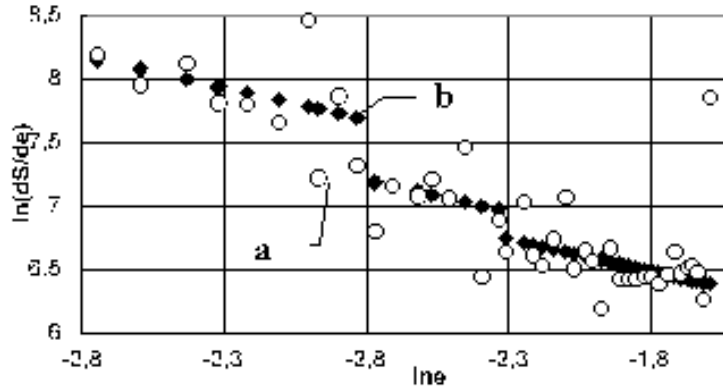


Рис. 9. Зависимость коэффициентов деформационного упрочнения, рассчитанных численным дифференцированием (а) и по уравнению (12) - (b).

В ходе исследований подтверждено, что при деформировании металла параметры упрочнения, входящие в уравнения (6) и (7), изменяют свои значения в соответствии со стадийностью (иногда полагают, что параметр n может монотонно изменяться с деформацией [17]). Соответственно, для двух стадий упрочнения выражения (6) и (7) можно было записать следующим образом:

$$S = K_2' \cdot e^{n'}; \quad (13)$$

$$S = K_2'' \cdot e^{n''}; \quad (14)$$

$$S = S_{\text{н}}' + q' \cdot e^{\frac{1}{2}}; \quad (15)$$

$$S = S_{\text{н}}'' + q'' \cdot e^{\frac{1}{2}}. \quad (16)$$

Уравнения (15) и (16) представляли собой одну и ту же параболу с разными численными значениями коэффициентов, что указывает на единый для них механизм упрочнения. Выражения же (13) и (14), также являясь некоторыми параболой, отличаются между собой не только численными коэффициентами (табл.2, строка 1), но и функционально. Механизм упрочнения на первой и второй стадиях подчиняется разным закономерностям, что при относительно небольших степенях деформации маловероятно. Это позволяет говорить о наложении на дислокационный механизм пластического течения дополнительного (деструкционного) процесса [1].

Отличительная особенность выражения (6) – отсутствие физического смысла входящих в него постоянных (параметр K_2 характеризует то напряжение, которое может быть достигнуто при деформации 100 %). Параметры же $S_{\text{н}}$ и q в (7) имеют строгий физический смысл. Для металла с постоянным размером зерна величина q описывается следующим образом [18]:

$$q = \alpha G b \sqrt{\rho/\epsilon}, \quad (17)$$

где α – геометрический фактор; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргера; ρ – плотность дислокаций. Из выражения (17) следует, что параметр q определяется интенсивностью накопления дислокаций в процессе деформации. Параметр $S_{\text{н}}$ характеризует то начальное напряжение, которое имело бы место при упрочнении с данной интенсивностью от нулевой деформации. В

данном исследовании анализ выражений (5) – (7) позволил отметить во всех случаях резкое снижение (в 1,6 раза) интенсивности упрочнения при переходе ко второй стадии при почти двукратном росте $S_{=}$.

5. Выводы

Зафиксированное изменение параметров упрочнения в изученных углеродистых сталях объяснимо только с точки зрения наложения на процесс пластической деформации деструктивного процесса, связанного с развитием повреждаемости. Этот вывод подтверждается удовлетворительным выполнением уравнений (5) – (7) на первой стадии упрочнения и резким изменением параметров упрочнения на второй и третьей стадиях. Описанное поведение параметров диаграмм деформации трудно объяснить с позиций дислокационных моделей изменение параметров деформационного упрочнения и не может быть связано только с изменением дислокационного ансамбля в процессе деформирования, а также с созданием ячеистой структуры [19]. Переход ко второй стадии деформационного упрочнения отражает не только изменение вклада различных систем скольжения, но и развитие дефектов поврежденности типа субмикротрещин в процессе деформирования [18]. Металлографический анализ, анализ данных электронной микроскопии [5,20], а также оцененное в данной работе изменение параметров деструкции (рис. 10) подтверждают это.

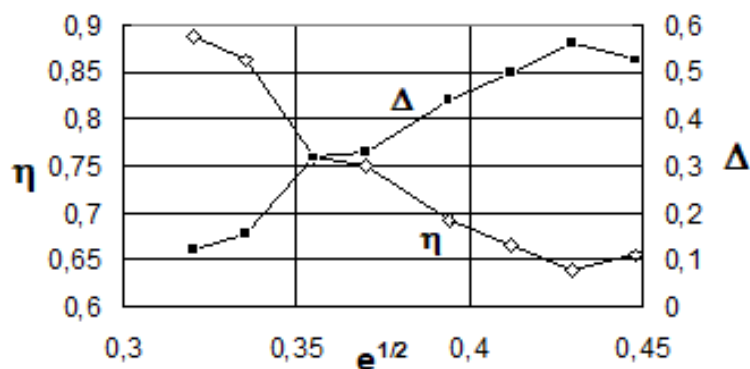


Рис. 10. Изменение коэффициентов добротности η и деструкции Δ (сталь Ст3)

Начало интенсивного снижения коэффициента добротности η и рост коэффициента деструкции Δ наблюдали именно в диапазоне резкого снижения интенсивности деформационного упрочнения, связанного с выходом дислокаций на развивающиеся внутренние поверхности [21-26].

6. Заключение

1. Проведенный сравнительный анализ моделей деформационного упрочнения Людвига, Холломона, Жауля-Крюссара, а также количественный анализ коэффициентов упрочнения (K_i), добротности (η) и деструкции (Δ), позволил связать ранее зафиксированное снижение интенсивности деформационного упрочнения на II стадии параболического упрочнения с развитием двух основных процессов: трансформацией дислокационной субструктуры и развитием дефектов деформационной поврежденности типа микротрещин и пор.

2. Выявлены критические значения действующего фактора ($\varepsilon_{\text{@}}$), определяющие границы диапазонов резкого изменения параметров деформационного упрочнения (K_i , S_{0i}) и деструкции (η , Δ , S_D , e_D).

3. Для изученных сталей получены новые данные об изменении параметров деструкции (Δ , η) и деформационного упрочнения (K_i, S_{0i}) в изученных сталях.

4. На основе подходов микромеханики разрушения и выполненного комплекса собственных исследований предложен критерий дефектостойкости материалов D_{eD} , учитывающий реальные фактически зафиксированные параметры процесса начала активного микроразрушения.

Полученные результаты могут быть использованы для создания ресурсосберегающих технологий обработки металлических и композиционных материалов с применением новых наноконпозиционных смазок и покрытий [27–34].

СПИСОК ЦИТИРОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чуканов А. Н. Физико-механические закономерности формирования предельного состояния и развития локального разрушения в металлических материалах: Дис. ... д-ра техн. наук. – Тула: ТулГУ, 2001. 381 с.
2. Физика конденсированного состояния: дефекты строения и создание теорий упрочнения материалов: учеб. пособие / А. Н. Чуканов, Н. Н. Сергеев, А. Е. Гвоздев, А. Н. Сергеев, П. Н. Медведев, Ю. С. Дорохин, С. Н. Кутепов, А. А. Яковенко, Д. В. Малий. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 298 с.
3. Одинг И. А. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов. – М.: Машгиз, 1961. 258 с.
4. Одинг И. А., Либеров Ю. П. Развитие повреждаемости в никеле при статическом растяжении // Изв. АН СССР. Metallургия и топливо. 1962. – № 6. – С. 125–130.
5. Одинг И. А., Либеров Ю. П. Накопление дефектов и образование субмикротрещин при статическом растяжении армко-железа // Изв. АН СССР. Metallургия и горное дело. 1964. – № 1. – С. 113–116.
6. Одинг И. А., Либеров Ю. П. Появление субмикроскопических трещин в статически деформируемых пластичных материалах // Metallургия и горное дело. 1964. – № 2. – С. 85–91.
7. Ровинский Б. М., Рыбакова Л. М. Напряжения, деформации и структурные изменения в техническом железе при циклической деформации // Изв. АН СССР. Металлы. 1965. – № 3. – С. 164–171.
8. Бабич В. К., Пирогов В. А., Вакуленко И. А. Влияние содержания углерода и структурного состояния на характеристики деформационного упрочнения углеродистых сталей // Проблемы прочности. 1984. – № 4. – С. 52–55.
9. Ровинский Б. М., Рыбакова Л. М. Об остаточной деформации, получаемой при одноосном растяжении // Машиноведение. 1969. – № 5. С. 51–60.
10. Ровинский Б. М., Рыбакова Л. М. О напряжениях и необратимых деформациях в пластичных металлах при простом растяжении // Изв. АН СССР. ОН. Механика и машиностроение. 1962. – № 5. С. 68–74.
11. Рыбакова Л. М. Деструкция металла при объемном и поверхностном пластическом деформировании // МиТОМ. 1980. – № 8. – С. 17–22.
12. Поляков С. Н., Кудлай А. С., Наугольникова Л. М., Нечипоренко И. Г. Методы построения и анализа истинных диаграмм растяжения // Завод. лабор. 1966. – № 6. С. 741–744.

13. Поляков С. Н., Наугольникова Л. М., Кудлай А. С. О методике анализа истинных диаграмм растяжения // Завод. лабор. 1969. – № 3. – С. 347–349.
14. Conrad H., Fenerstein S., Rice L. Effect of grain size on the dislocation density and flow stress of niobium // Mater. Sci. Eng. 1967. – № 3. – P. 157–168.
15. Van den Beukel A. Grain size dependence of the dislocation in cold worked metals // Scripta met. 1978. – № 9. – P. 809–813.
16. Прусаков Б. А., Сурин А. И., Тронза Е. И. Методика определения деструкционных характеристик механических свойств металлических материалов // Завод. лабор. 1991. – С. 69–71.
17. Гриффитс А. А. Явления разрушения и течения в твердых телах // МиТОМ. 1995. – № 1. – С. 9–14.
18. Калачев М. И. Деформационное упрочнение металлов. – Минск: Наука и техника, 1980. 256 с.
19. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. и др.; / Под ред. Трефилова В. И. – Киев: Наук. думка, 1987. 248 с.
20. Меренкова Р. Ф., Кошелев П. Ф. Микроструктурная картина пластического и квазихрупкого разрушения армко-железа // Проблемы прочности. 1975. – № 9. – С. 73–77.
21. Чуканов А. Н., Солдатова Е. И. Аналитическое описание диаграмм деформации и накопление повреждаемости малоуглеродистой стали // Изв. ТулГУ. Сер.: Материаловедение. – 2000. – Вып. 1. – С. 151–155.
22. Chukanov A. N., Levin D. M., Yakovenko A. A. Use and Prospects for the Internal Friction Method in Assessing the Degradation and Destruction of Iron-Carbon Alloys // ISSN1062-8738. Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics, 2011. Vol. 75. No 10, pp. 1340–1344.
23. Шоршоров М. Х., Гвоздев А. Е., Сергеев А. Н., Кутепов С. Н., Кузовлева О. В., Селедкин Е. М., Клементьев Д. С., Калинин А. А. Моделирование процессов ресурсосберегающей обработки слитковых, порошковых, наноструктурных и композиционных материалов: монография. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2018. 359 с.
24. Гвоздев А. Е., Журавлев Г. М., Кузовлева О. В. Основы формирования состояния высокой деформационной способности металлических систем: монография. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2018. 382 с.
25. Журавлев Г. М., Гвоздев А. Е. Пластическая дилатансия и деформационная повреждаемость металлов и сплавов: монография. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2014. 114 с.
26. Журавлев Г. М., Гвоздев А. Е. Обработка сталей и сплавов в интервале температур фазовых превращений: монография. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. 320 с.
27. Макаров Э. С., Гвоздев А. Е., Журавлев Г. М. Теория пластичности дилатирующих сред: монография / Под ред. А. Е. Гвоздева. – 2-е изд., перераб. и доп. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. 337 с.
28. Gvozdev A. E., Bogolyubova D. N., Sergeev N. N., Kolmakov A. G., Provotorov D. A., Tikhonova I. V. Features of softening processes of aluminum, copper, and their alloys under hot deformation // Inorganic Materials: Applied Research. 2015. – Т. 6. – № 1. – С. 32–40.

29. Gvozdev A. E., Minaev I. V., Sergeev N. N., Kolmakov A. G., Provotorov D. A., Tikhonova I. V. Grain size effect of austenite on the kinetics of pearlite transformation in low- and medium-carbon low-alloy steels // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2015. – Т. 6. – № 1. – С. 41–44.
30. Gvozdev A. E., Sergeev N. N., Minayev I. V., Kolmakov A. G., Tikhonova I. V. Role of nucleation in the development of first-order phase transformations // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2015. – Т. 6. – № 4. – С. 283–288.
31. Gvozdev A. E., Golyshev I. V., Minayev I. V., Sergeev A. N., Sergeev N. N., Tikhonova I. V., Khonelidze D. M., Kolmakov A. G. Multiparametric optimization of laser cutting of steel sheets // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2015. – Т. 6. – № 4. – С. 305–310.
32. Breki A. D., Medvedeva V. V., Krylov N. A., Aleksandrov S. E., Kolmakov A. G., Gvozdev A. E., Sergeev N. N., Provotorov D. A., Fadin Y. A. Antiwear properties of composite greases “litol-24 – magnesium hydrosilicate particles” // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2018. – Т. 9. – № 1. – С. 21–25.
33. Sergeev N. N., Minaev I. V., Gvozdev A. E., Cheglov A. E., Tsyganov I. A., Tikhonova I. V., Alyavdina E. S., Gubanov O. M., Breki A. D. Decarburization and the influence of laser cutting on steel structure // *Steel in Translation*. 2018. – Т. 48. – № 5. – С. 313–319.
34. Breki A. D., Kol'tsova T. S., Skvortsova A. N., Tolochko O. V., Aleksandrov S. E., Kolmakov A. G., Lisenkov A. A., Fadin Y. A., Gvozdev A. E., Provotorov D. A. Tribotechnical properties of composite material “aluminum-carbon nanofibers” under friction on steels 12KH1 and SHKH15 // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2018. – Т. 9. – № 4. – С. 639–643.

REFERENCES

1. Chukanov, A. N., 2001, “Physical and mechanical regularities of the formation of the limit state and the development of local destruction in metal materials”, The dissertation on competition of a scientific degree. doctor of technology degree, *TulGU, Tula, Rossiya*, 381 p.
2. Chukanov A. N., Sergeev N. N., Gvozdev A. E., et al., 2017, “Fizika kondensirovannogo sostoyaniya: defekty stroeniya i sozдание teoriiy uprochneniya materialov” [Condensed matter physics: structural defects and creation of theories of materials hardening], *TulGU, Tula, Rossiya*, 298 p.
3. Oding, I. A., 1961, “Dopuskaemye napryazheniya v mashinostroenii i ciklicheskaya prochnost' metallov” [Permissible stresses in mechanical engineering and cyclic strength of metals], *Mashgiz, Moskva, Rossiya*, 258 p.
4. Oding, I. A., Liberov, Y. P., 1962, “Razvitie povrezhdaemosti v nikele pri staticheskom rastyazhenii” [Development of damage in Nickel under static tension], *Izvestiya Akademii Nauk SSSR. Metallurgiya i toplivo*, no. 6, pp. 125–130.
5. Oding, I. A., Liberov, Y. P., 1964, “Nakoplenie defektov i obrazovanie submikrotreshchin pri staticheskom rastyazhenii armko-zheleza” [Accumulation of defects and formation of submicrocracks under static Armco-iron tension], *Izvestiya Akademii Nauk SSSR. Metallurgiya i gornoe delo*, no. 1, pp. 113–116.
6. Oding, I. A., Liberov, Y. P., 1964, “Poyavlenie submikroskopicheskikh treshchin v staticheski deformiruemyykh plastichnykh materialah” [Appearance of submicroscopic cracks in statically deformable plastic materials], *Izvestiya Akademii Nauk SSSR. Metallurgiya i gornoe delo*, no. 2, pp. 85–91.

7. Rovinskii, B. M., Rybakova, L. M., 1965 “Napryazheniya, deformacii i strukturnye izmeneniya v tekhnicheskome zheleze pri ciklicheskoj deformacii” [Stress, strain and structural changes in technical iron during cyclic deformation], *Izvestiya Akademii Nauk SSSR. Metally*, no. 3, pp. 164–171.
8. Babich, V. K., Pirogov, V. A., Vakulenko, I. A., 1984, “Vliyanie sodержaniya ugleroda i strukturnogo sostoyaniya na harakteristiki deformacionnogo uprochneniya uglerodistykh stalej” [Effect of carbon content and structural state on the strain hardening characteristics of carbon steels], *Strength of Materials*, no. 4, pp. 52–55.
9. Rovinskii, B.M., Rybakova, L.M., 1969, “Ob ostatocnoy deformacii, poluchaemoj pri odnostonom rastyazhenii” [On the residual strain obtained in uniaxial tension], *Engineering Science*, no. 5, pp. 51–60.
10. Rovinskii, B. M., Rybakova, L. M., 1962, “O napryazheniyah i neobratimyh deformacijah v plastichnykh metallah pri prostom rastyazhenii” [About the stress and the irreversible plastic deformation in metals under simple tension], *Izvestiya Akademii Nauk SSSR, otdelenie tekhnicheskikh nauk*, no. 5, pp. 68–74.
11. Rybakova, L. M., 1980, “Destrukciya metalla pri ob"emnom i poverhnostnom plasticheskom deformirovanii” [Degradation of metals in bulk and surface plastic deformation], *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, no. 8, pp. 17–22.
12. Poliakov, S. N., Kudlai, A. S., Naugolnikova, L. M., et al., 1966, “Metody postroeniya i analiza istinnykh diagramm rastyazheniya” [Methods of constructing and analyzing true stretching diagrams], *Zavod. labor.*, no. 6, pp. 741–744.
13. Polyakov, S. N., Naugolnykh, L. M., Kudlay, A. S., 1969, “O metodike analiza istinnykh diagramm rastyazheniya” [Methods of analysis of the true tensile diagrams], *Zavod. labor.*, no. 3, pp. 347–349.
14. Conrad, H., Fenerstein, S., Rice, L., 1967, Effect of grain size on the dislocation density and flow stress of niobium, *Mater. Sci. Eng.*, no. 3, pp. 157–168.
15. Van den Beukel, A., 1978, Grain size dependence of the dislocation in cold worked metals, *Scripta met.*, no. 9, pp. 809–813.
16. Prusakov, B. A., Surin, A. I., Tronza, E. I., 1991, “Metodika opredeleniya destrukcionnykh harakteristik mekhanicheskikh svojstv metallicheskih materialov” [The method of determining the destructive characteristics of mechanical properties of metallic materials], *Zavod. labor.*, no. 8, pp. 69–71.
17. Griffiths, A. A., 1995, “Yavleniya razrusheniya i techeniya v tverdykh telah” [The phenomena of fracture and flow in solids], *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, no. 1, pp. 9–14.
18. Kalachev, M. I., 1980, “Deformacionnoe uprochnenie metallov” [Deformation hardening of metals], *Science and Technology, Minsk*, 256 p.
19. Trefilov, V. I., Moiseev, V. F., Pechkovskii, E. P., et al., 1987, “Deformacionnoe uprochnenie i razrushenie polikristallicheskih metallov” [Strain hardening and fracture of polycrystalline metals], *Nauk. Dumka, Kiev*, 248 p.
20. Merenkova, R. F., Koshelev, P. F., 1975, “Mikrostrukturnaia kartina plasticheskogo i kvazikhрупкого razrusheniia armko-zheleza” [Microstructure picture in plastic and of Quasibrittle fracture of Armco-iron], *Problemy prochnosti*, no. 9, pp. 73–77.

21. Chukanov, A. N., Soldatova, E. I., 2000, “Analiticheskoe opisanie diagramm deformatsii i nakoplenie povrezhdaemosti malouglerodistoi stali” [Analytical description of the diagrams of strain and accumulation of damage to mild steel], *Izvestiia TulGU. Materialovedenie*, no. 1, pp. 151–155.
22. Chukanov, A. N., Levin, D. M., Yakovenko, A. A., 2011, Use and Prospects for the Internal Friction Method in Assessing the Degradation and Destruction of Iron-Carbon Alloys, *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics*, vol. 75, no. 10, pp. 1340–1344.
23. Shorshorov, M. Kh., Gvozdev, A. E., Sergeev, A. N., et al., 2018, “Modelirovanie processov resursosberegayushchej obrabotki slitkovykh, poroshkovykh, nanostrukturnykh i kompozitsionnykh materialov” [Modeling of processes of resource-saving processing of ingot, powder, nanostructured and composite materials], *TulGU, Tula, Rossiya*, 359 p.
24. Gvozdev, A. E., Zhuravlev, G. M., Kuzovleva, O. V., 2018, “Osnovy formirovaniya sostoyaniya vysokoj deformacionnoj sposobnosti metallicheskih sistem” [Bases of formation of the state of high deformation ability of metal systems], *TulGU, Tula, Rossiya*, 382 p.
25. Zhuravlev, G. M., Gvozdev, A. E., 2014, “Plasticheskaya dilatatsiya i deformatsionnaya povrezhdaemost' metallov i splavov” [Plastic dilatancy and deformation damage of metals and alloys], *TulGU, Tula, Rossiya*, 114 p.
26. Zhuravlev, G. M., Gvozdev, A. E., 2016, “Obrabotka stalej i splavov v intervale temperatur fazovykh prevrashchenij” [Processing of steels and alloys in the temperature range of phase transformations], *TulGU, Tula, Rossiya*, 320 p.
27. Makarov, E. S., Gvozdev, A. E., Zhuravlev, G. M., 2015, “Teoriya plastichnosti dilatiruyushchih sred” [Theory of plasticity gelatinous environments], *TulGU, Tula, Rossiya*, 337 p.
28. Gvozdev, A. E., Bogolyubova, D. N., Sergeev, N. N., et al., 2015, Features of softening processes of aluminum, copper, and their alloys under hot deformation, *Inorganic Materials: Applied Research*, vol. 6, no. 1, pp. 32–40.
29. Gvozdev, A. E., Minaev, I. V., Sergeev, N. N., et al., 2015, Grain size effect of austenite on the kinetics of pearlite transformation in low- and medium-carbon low-alloy steels, *Inorganic Materials: Applied Research*, vol. 6, no. 1, pp. 41–44.
30. Gvozdev, A. E., Sergeyev, N. N., Minayev, I. V., et al., 2015, Role of nucleation in the development of first-order phase transformations, *Inorganic Materials: Applied Research*, vol. 6, no. 4, pp. 283–288.
31. Gvozdev, A. E., Golyshev, I. V., Minayev, I. V., et al., 2015, Multiparametric optimization of laser cutting of steel sheets, *Inorganic Materials: Applied Research*, vol. 6, no. 4, pp. 305–310.
32. Breki, A. D., Medvedeva, V. V., Krylov, N. A., et al., 2018, Antiwear properties of composite greases “Litol-24 – magnesium hydrosilicate particles”, *Inorganic Materials: Applied Research*, vol. 9, no. 1, pp. 21–25.
33. Sergeev, N. N., Minaev, I. V., Gvozdev, A. E., et al., 2018, Decarburization and the influence of laser cutting on steel structure, *Steel in Translation*, vol. 48, no. 5, pp. 313–319.
34. Breki, A. D., Kol'tsova, T. S., Skvortsova, A. N., et al., 2018, Tribotechnical properties of composite material “Aluminum-carbon nanofibers” under friction on steels 12KH1 and SHKH15, *Inorganic Materials: Applied Research*, vol. 9, no. 4, pp. 639–643.