Трусов П.В., Чечулина Е.А. Методы и результаты исследования эффекта Портевена – Ле Шателье: эксперименты и макрофеноменологические модели // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2023. – № 5. С. 99–131. DOI: 10.15593/perm.mech/2023.5.09

Trusov P.V., Chechulina E.A. Methods and results of studying the Portevin – Le Chatelier effect: experiments and macrophenomenological models. *PNRPU Mechanics Bulletin,* 2023, no. 5, pp. 99-131. DOI: 10.15593/perm.mech/2023.5.09

пермский политех

ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА
№ 5, 2023
PNRPU MECHANICS BULLETIN
https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index



Научный обзор

DOI: 10.15593/perm.mech/2023.5.09
УДК 539.3

МЕТОДЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА – ЛЕ ШАТЕЛЬЕ: ЭКСПЕРИМЕНТЫ И МАКРОФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ

П.В. Трусов, Е.А. Чечулина

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Российская Федерация

О СТАТЬЕ

Получена: 03 июня 2023 г.
Одобрена: 31 августа 2023 г.
Принята к публикации:
31 октября 2023 г.

Ключевые слова:

обзор, деформационное старение, примесные атомы, прерывистая пластичность, отрицательная чувствительность к скорости деформации, эффект Портевена – Ле Шателье, критическая деформация, экспериментальные результаты, макрофеноменологические конститутивные модели.

АННОТАЦИЯ

Открытый в первой половине XIX в. Ф. Саваром и А. Массоном (и заново «переоткрытый» в начале XX в. А. Портевеном и Ф. Ле Шателье) эффект прерывистой пластичности до настоящего времени остается предметом интенсивных экспериментальных и теоретических исследований. В значительной мере интерес к данной проблеме обусловлен практической значимостью: известно, что прерывистая пластичность (эффект Портевена – Ле Шателье (ЭПЛШ)), особенно – на заключительных стадиях обработки металлов и сплавов пластическим деформированием, – приводит к снижению вязкости, значительному возрастанию шероховатости поверхности изделий. Последнее, в свою очередь, снижает статическую и усталостную прочность, коррозионную стойкость, ухудшает аэродинамические характеристики, износостойкость. Кроме того, с развитием экспериментальной техники и теоретических методов вскрываются все новые механизмы, обусловливающие прерывистую пластичность, изучение и описание которых представляет собой огромную по широте и глубине область для фундаментальных исследований механиков, физиков, металловедов.

Предлагаемая статья содержит две основные части. В первой из них приведен обзор результатов многочисленных экспериментальных исследований поведения сплавов в интервалах температур и скоростей деформаций, характерных для проявления ЭПЛШ. Рассмотрены особенности и основные механизмы реализации эффекта для различных сплавов. Вторая часть статьи содержит описание феноменологических конститутивных моделей, базирующихся, главным образом, на экспериментальных исследованиях поведения макрообразцов (как правило, на одноосное нагружение). В ряде из указанных моделей для формулировки использовались соображения физического характера. В заключении приведена краткая справка об обзорных работах. Анализ конститутивных моделей, основанных на рассмотрении физических механизмов и их носителей (дислокаций, примесных атомов), содержится в готовящемся авторами отдельном обзоре.

© ПНИПУ

© **Трусов Петр Валентинович** – д. ф.-м. н., проф., зав. каф. мат. моделирования систем и процессов, e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru, ID: 0000-0001-8997-5493.
Чечулина Евгения Александровна – асп. каф. мат. моделирования систем и процессов, e-mail: Zhenya-chechulina@yandex.ru, ID: 0000-0003-4834-7911.

Peter V. Trusov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of Department of Mathematical Modeling of Systems and Processes, e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru, ID: 0000-0001-8997-5493.
Evgeniia A. Chechulina – Postgraduate Student of Department of Mathematical Modeling of Systems and Processes, e-mail: Zhenya-chechulina@yandex.ru, ID: 0000-0003-4834-7911.

Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)
This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

METHODS AND RESULTS OF STUDYING THE PORTEVIN – LE CHATELIER EFFECT: EXPERIMENTS AND MACROPHENOMENOLOGICAL MODELS

P.V. Trusov, E.A. Chechulina

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 03 June 2023
Approved: 31 August 2023
Accepted for publication:
31 October 2023

Keywords:

review, strain aging, impurity atoms, punctuated plasticity, negative strain rate sensitivity, Portevin – Le Chatelier effect, critical strain, experimental results, macrophenomenological constitutive models.

ABSTRACT

Discovered in the first half of the 19th century by F. Savard and A. Masson (and rediscovered at the beginning of the 20th century by A. Portevin and F. Le Chatelier), the effect of discontinuous plasticity remains the subject of intensive experimental and theoretical research to this day. To a large extent, the interest in this problem is due to its significance. It is known that intermittent plasticity (the Portevin-Le Chatelier (PLC) effect), especially at the final stages of processing metals and alloys by plastic deformation, leads to a decrease in viscosity, a significant increase in roughness of product surfaces. The latter reduces static and fatigue strength, corrosion resistance, weakens aerodynamic characteristics, and wear resistance. On the other hand, with the development of experimental technology and theoretical methods, more and more new mechanisms are revealed that cause discontinuous plasticity, the study and description of which is a huge area in breadth and depth for fundamental research by experts in mechanics, physics, and metallurgy.

The paper contains two main parts. The first of them provides an overview of numerous experimental studies of alloys' behavior in the temperature and strain rate ranges characteristic of the manifestation of PLC effect. The features and main mechanisms of the effect realization for various alloys are considered. The second part of the paper contains a description of phenomenological constitutive models based mainly on experimental studies of the behavior of macrosamples (as a rule, under uniaxial loading). In a number of these models, considerations of a physical nature were used for the formulation. In conclusion, a brief summary of the review papers is given. Constitutive models based on the consideration of physical mechanisms and their carriers (dislocations, impurity atoms) are contained in a separate review prepared by the authors.

© PNRPU

Введение

Интерес к исследованию процессов перестройки «тонкой» дефектной структуры металлов и сплавов, связанных с взаимодействиями точечных дефектов (в особенности – атомов легирующих или загрязняющих матричный материала, в дальнейшем такие компоненты будут называться «примесями») с другими дефектами, в первую очередь – с дислокациями, впервые проявившийся в публикациях первой половины XX в., не уменьшается и в настоящее время. Обусловлено данное обстоятельство весьма существенными изменениями физико-механических характеристик сплавов, к которым приводят указанные взаимодействия даже при незначительных (сотые и тысячные доли процентов) концентрациях примесных атомов. В металловедении и механике деформируемого твердого тела значительное внимание уделяется процессам так называемого «деформационного старения», которые обусловливают ряд известных механических эффектов. Деформационным старением, в частности, объясняется повышение предела текучести сплавов при выдержке образцов после предварительной пластической деформации при повышенных температурах (возникновение «зуба текучести») [Григорьев и др., 2008; Schwab, Ruff, 2013; Colas et al., 2014], возникновение прерывистой пластичности (эффекта Портевена – Ле Шателье (ЭПЛШ) [Portevin, Le Chatelier, 1923] (Савара – Массона [Белл, 1984])). С физической точки зрения деформационное старение обусловлено диффузией (объемной (решеточной) [Cottrell, Bilby, 1949; Cottrell, Jaswon, 1949; Фридель, 1967; Louat, 1981; McCormick, Estrin, 1989; Estrin, Kubin, 1990; Rizzi, Hähner, 2004; Benallal et al., 2008a, b; Făciu, 2016] или «туннельной» (вдоль ядер дислокаций (в том числе – дислокаций леса), границ зерен или поперек плоскости скольжения) [Sleeswyk, 1958; Pink, Grinberg, 1982; Ling, McCormick, 1993; Schwink, Nortmann, 1997; Klose et al., 2004a, b; Picu, Zhang, 2004; Picu et al., 2005; Curtin et al., 2006; Legros et al., 2008; Zhang, Curtin, 2008; Ait-Amokhtar et al., 2015; Beese et al., 2018; Tsai et al., 2019; Oh et al., 2020; Nam et al., 2021]) примесных атомов в окрестности дислокаций, формирование «облаков» примесей, которые, взаимодействуя с дислокациями, затрудняют их движение. При этом диффузия примесных атомов в многокомпонентных сплавах носит довольно сложный характер; так, в [Mola et al., 2021] показано, что при деформировании образцов из нержавеющей стали (Fe–13Cr–3,4Mn–0,47C) при температурах в интервале [20, 200] °C превалирует диффузия атомов углерода, причем этому способствует диффузия из мартенсита на границы с аустенитом. При деформировании при температуре 500 °C прерывистая пластичность связана с диффузией к дислокациям атомов хрома и марганца.

Существуют и другие точки зрения на причины прерывистой пластичности; согласной одной из них рассматриваемый эффект связан с взаимодействием

приложенных и концентраторами внутренних напряжений, прорывом барьеров и согласованным движением плоских скоплений дислокаций [Korbel, 1974; Korbel, Dybiec, 1981; Pawelek, 1984; Klose et al., 2004b]; данный механизм находит экспериментальное подтверждение для различных сплавов (особенно – с низкой энергией дефекта упаковки (ЭДУ)). В некоторых работах прерывистая пластичность объясняется резким локальным ростом плотности дислокаций, обусловленных возрастанием числа источников Франка – Рида за счет закрепленных примесными атомами дислокаций леса [Sleeswyk, 1958; Wilcox, Smith, 1964].

На процессы деформационного старения и проявление ЭПЛШ в различных материалах (особенно – в суперсплавах) значительное влияние оказывают жесткие частицы различных включений [Brechet, Estrin, 1994, 1995; Zhu, 1997, 1998; Pink et al., 2000; Shen et al., 2006; Dierke et al., 2007; Graff et al., 2008; Nagesha et al., 2012; Deschamps et al., 2013; Hrutkay, Kaoumi, 2014; Cai et al., 2015; Zhemchuzhnikova et al., 2015; Choudhuri et al., 2016; Shukla et al., 2016; Yuan et al., 2016; Tabachnikova et al., 2017; Beese et al., 2018; Lin et al., 2018: Mogucheva et al., 2018; Wang et al., 2018; Wang et al., 2019; Zhou et al., 2019; Cui et al., 2020]; повышение концентрации частиц включений может приводить к смещению диапазонов реализации ЭПЛШ в область более низких температур и высоких скоростей деформации. При этом влияние частиц зависит от их размеров и распределения в сплаве, что, в свою очередь, определяется способом формирования сплава; так, в [Beese et al., 2018] показано, что в получаемых послойной лазерной наплавкой образцах из суперсплава Inconel 625 образующиеся мелкие включения могут приводить к снижению (или даже подавлению) ЭПЛШ за счет стока атомов углерода из атмосфер дислокаций при их взаимодействии с частицами карбидов. Неоднозначное влияние жестких частиц на возникновение прерывистой пластичности при деформировании образцов из сплавов Al–Zn и Al–Li продемонстрировано также в результатах экспериментов, приведенных в [Chmelik et al., 1998]: показано, что образование атомами примесей когерентных включений может ослаблять и даже полностью подавлять проявление ЭПЛШ. Физически-ориентированные модели для описания образования и эволюции включений приведены в работах [Deschamps, Brechet, 1999; Hua et al., 2022]. Как показано в [Hua et al., 2022], значительное влияние на формирование частиц оказывают также предшествующая деформированию термическая обработка (на твердый раствор) и взаимодействие включений с атмосферами, образовавшимися в окрестностях дислокаций.

Существенной является также зависимость характера деформирования в режиме прерывистой пластичности от исходной зеренной и дислокационной структуры; так, в [Yuzbekova et al., 2017; Zhemchuzhnikova et al., 2018] на примере алюминиевых сплавов показано, что диаграммы одноосного растяжения (напряжение σ – деформация ε), параметры полос сдвига (ширина и скорость движения, локальная скорость деформации), полученные на образцах с крупными и мелкими (измельчение достигается предварительной интенсивной пластической деформацией) зернами, демонстрируют значительные различия. Проявления ЭПЛШ связаны также с типом границ зерен: как показано в [Kappacher et al., 2021], превалирование большеугловых границ в структуре поликристаллического сплава Ta–2,5W (ОЦК-решетка) существенно ослабляет и может даже подавлять прерывистую пластичность. Перечень различных механизмов, обусловливающих прерывистую пластическую деформацию, и ссылки на соответствующие публикации приведен в [Brechtl et al., 2019].

В ряде работ приведены результаты исследования влияния на прерывистую пластичность электрического тока. Так, в [Li et al., 2022] на основе экспериментов по одноосному растяжению и электронной микроскопии образцов из сплава Al6061 показано, что влияние электрического тока осуществляется посредством различных конкурирующих механизмов. С одной стороны, электрический ток способствует растворению жестких включений и повышению концентрации примесных атомов, а следовательно, повышению склонности к формированию атмосфер Коттрелла и проявлению ЭПЛШ. С другой стороны, электрический ток повышает мобильность дислокаций (в том числе за счет локального повышения температуры в окрестности дефектов и потока электронов, создающего дополнительную силу). Значительное влияние электрического тока на реализацию режима прерывистой пластичности (снижение критической деформации проявления ЭПЛШ, увеличение величины скачков напряжений) обнаружено также в экспериментах на растяжение образцов из суперсплава на никелевой основе [Zhang et al., 2018]. Краткий обзор моделей, учитывающих влияние электрического тока на деформирование поликристаллов (так называемые эффекты электропластичности), приведен в [Tiwari et al., 2022].

Следует отметить, что диффузия примесных атомов имеет место в любых процессах теплой и горячей обработки сплавов давлением, в силу чего в разрабатываемых для их описания моделей материалов учитывается (в большинстве случаев неявным образом) явление деформационного старения. При этом обычно эти модели формулируются для одноосного нагружения и сводятся к алгебраическим соотношениям для определения напряжения течения в зависимости от накопленной деформации, скорости деформации и температуры. К часто используемым относятся модели Джонсона – Кука [Johnson, Cook, 1983], Зерилли – Армстронга [Zerilli, Armstrong, 1987], аррениусовского типа [Zener, Hollomon, 1944] и их различные модификации. В последнее десятилетие для построения макрофеноменологических моделей используются методы, основанные на искусственных нейронных сетях [Li et al., 2004; Gupta A.K. et al., 2012; Lakshmi et al., 2018; Olejarczyk-Wożeńska et al., 2023]. С примерами применения конститутивных моделей рассматриваемого типа для анализа влия-

ния деформационного старения на свойства сплавов можно познакомиться в [Gupta A.K. et al., 2013].

Предлагаемый обзор содержит описание подходов, методов и результатов экспериментальных исследований и основанных на них макрофеноменологических моделей главным образом именно эффекта Портевена – Ле Шателье. Следует отметить, что большинство исследований ориентированы на рассмотрение поведения стержневых образцов, подвергаемых одноосному жесткому (кинематическому) нагружению, чаще всего – растяжению. На макроуровне возникновение прерывистой пластичности связывается с появлением отрицательной чувствительности к скорости деформации [Rosen, Bodner, 1967]. Выделяют три основных типа проявления эффекта Портевена – Ле Шателье [Russell, 1963; Brindley, Worthington, 1970; Cuddy, Leslie, 1972; Chihab et al., 1987; Schwink, Nortmann, 1997; Jiang et al., 2007; Tamimi et al., 2015]: 1) тип A – появление и движение вдоль оси образца одиночной (уединенной) деформационной полосы, которое может происходить многократно; 2) тип B – деформационные полосы появляются и исчезают в осциллирующем или перемежающемся режиме, распространяясь вдоль образца (stop-and-go); 3) тип C – полосы возникают (и пропадают) случайным образом по длине образца. С результатами анализа амплитудно-частотных характеристик прерывистой пластичности, выполненного с использованием результатов экспериментов на одноосное растяжение образцов из алюминиевых сплавов AA5754 и AA2007, можно познакомиться, например, в работе [Darowicki et al., 2008]. Реализация того или иного режима зависит от характеристик процесса деформирования; для большинства материалов при повышение температуры и уменьшении скорости деформации наблюдаются последовательные переходы A→B→C. Относительно редко (см., например, [Rodriguez, 1984; Rowlands et al., 2023]) упоминаются еще два типа неустойчивости, D и E. Тип D характеризуется распространением полосы типа Чернова – Людерса, зависимость $\sigma - \varepsilon$ имеет ступенчатый характер без упрочнения в пределах каждой ступеньки; например, в [Bhowmik et al., 2022] смешанный характер прерывистой пластичности (C+D) обнаружен при деформировании при комнатной температуре образцов из высокопрочной стали (Fe–0,15C–7,9Mn–0,89Si–1,99Ni–0,21Mo–0,034Ti–0,13Al–0,017S–0,034P–0,006N). Тип E иногда возникает как продолжение неустойчивости типа A при продолжающейся деформации, при этом деформационное упрочнение незначительно. Приведенная классификация является условной; в реальных опытах может наблюдаться различное сочетание указанных типов. С подробным описанием типов неустойчивости можно познакомиться в статье [Rowlands et al., 2023].

Следует отметить, что значительное число экспериментальных данных получено при постоянной скорости движения траверсы, хотя авторы декларируют нагружение с постоянной скоростью деформации, пренебрегая уменьшением скорости деформации за счет удлинения образца. Кроме того, при испытаниях, как правило, пренебрегается изменением температуры образцов за счет диссипации энергии при неупругом деформировании. В [Ait-Amokhtar, Fressengeas, 2010] показано, что указанные факторы в совокупности с влиянием деформационного упрочнения при растяжении образцов с постоянной скоростью движения захватов приводят к переходу от неустойчивости типа A к типу B, и далее – к C. Детальное описание кинетики формирования и эволюции полос скольжения при растяжении образцов из нержавеющей стали аустенитного класса (Fe–19Cr–13Ni–0,2C) в диапазонах скоростей деформации [$1{,}63\cdot10^{-6}$, 10^{-4} c^{-1}] и температур [473, 623 K] представлено в [Lee et al., 2023].

Многочисленные экспериментальные данные свидетельствуют, что прерывистая пластичность возникает после достижения некоторой критической деформации ε_{cr}, зависящей от состава сплава, его исходной структуры и параметров деформирования. Как отмечается в [Rodriguez, 1984; Picu, 2004], при относительно высоких скоростях деформации и низких температурах (неустойчивости типа A и B) ε_{cr} возрастает с увеличением скорости деформации и уменьшением температуры; такой характер поведения ε_{cr} называется «нормальным поведением». Для относительно высоких температур и низких скоростей деформации (неустойчивость типа C) наблюдается обратная зависимость: ε_{cr} возрастает с повышением температуры и снижением скорости деформации («анормальное поведение»). Как показано в [Kumar, 1995], на характер поведения при деформировании образцов (на примере сплавов Al–Mg, Al–Li–Mg–Zr) влияние оказывает также предварительная термическая обработка (старением); особое внимание в данной работе уделено исследованию эффектов, обусловленных появлением частиц включений.

Предлагаемую статью в определенной степени можно рассматривать как дополнение к ранее опубликованному обзору [Трусов, Чечулина, 2014].

1. Методы и результаты экспериментальных исследований

Как отмечено выше, эксперименты осуществляются, как правило, в опытах на одноосное нагружение (растяжение или сжатие) на плоских или цилиндрических образцах кругового сечения. Следующий раздел посвящен рассмотрению результатов механических испытаний макрообразцов из алюминиевых, медных, никелевых, цинковых и др. сплавов при различных температурах и скоростях деформирования.

1.1. Механические испытания и локализованная пластичность

В [Dumbleton, 1954] приведены и обсуждаются результаты экспериментов на ползучесть и релаксацию напряжений, полученные на монокристаллических цин-

ковых образцах, полученных методом Чохральского (вытягивания монокристалла из расплава). Исследовались процессы деформирования образцов из сверх- и коммерчески чистого цинка, а также цинковых образцов, подвергнутых азотированию; опыты проводились в широком диапазоне температур (от –18 до 130 °С) при различных скоростях нагружения. Для образцов из цинка коммерческой чистоты и азотированного цинка наблюдалась прерывистая текучесть в опытах на растяжение и релаксацию, тогда как результаты опытов на образцах из сверхчистого цинка подобного эффекта не обнаруживают. В связи с этим автор считает предложенный Коттреллом механизм прерывистой пластичности, связанный с деформационным старением, физически обоснованным.

Результаты одноосного растяжения образцов из алюминиевого сплава 6063 (0,7%Mg, 0,4%Si) подробно анализируются в [McCormick, 1971]. Испытания проведены при жестком нагружении с постоянной скоростью движения захвата при температурах (–14,5, 6 и 23,5 °С) в широком диапазоне скоростей деформаций (от 10^{-4} до 10^{-1} $с^{-1}$). Рассмотрены отожженные и закаленные образцы, средний размер зерна – 40 мкм. Исследовано влияние температуры и скорости деформации на критическую деформацию начала прерывистого режима деформирования, величину и периодичность скачков напряжений, характер возникновения и распространения полос сдвига вдоль образцов.

В [Cetlin et al., 1973] рассмотрены методика и результаты экспериментальных исследований деформирования в режиме прерывистой пластичности образцов из алюминиевого сплава 6061. Для исследования эффекта использовался метод фотоупругого покрытия; эксперименты проведены при комнатной температуре при средней скорости деформации 1.6×10^{-4} $с^{-1}$. Для образцов со средним размером зерна 70 и 200 мкм (отожженных) наблюдалось образование полос типа А (зарождение полос в окрестности одного из захватов и их перемещение вдоль образца). Для образцов со средним размером зерна 10 мкм (обработка на твердый раствор и закалка) характерными оказались полосы локализации типа В (появление и исчезновение полос в различных участках образца); рассмотрено влияние на особенности реализации данного типа локализации жесткости нагружающего устройства.

В [Mulford, Kocks, 1979] приведены результаты экспериментов по одноосному сжатию образцов из сплава на никелевой основе Inconel 600 (15,9%Cr, 10,1%Fe, 0,4%C) и алюминиево-магниевого (1,0 %) сплава в диапазонах скоростей деформаций ($2\cdot10^{-5}\div2\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$) и температур (200÷1000 К). Отмечается, что деформационное старение наблюдается и за пределами диапазона температур, в котором реализуется прерывистая пластичность. Данное обстоятельство авторы связывают с ранее предложенным механизмом взаимодействия дислокаций с примесными атомами [Sleeswyk, 1958], согласно которому атомы примесей вначале образуют облака вокруг дислокаций леса; при остановке перед ними и последующим пересечении их движущимися дислокациями примесные атомы за счет туннельной диффузии перетекают в ядра мобильных дислокаций.

Результаты экспериментов на одноосное растяжение образцов из алюминиево-литиевых сплавов (AL – Al–2,5%Li–0,12%Zr, ALC (2090) – Al–2,05%Li–2,86%Cu–0,0l%Mg–0,12%Zr, ALCM (8090) – Al–2,5%Li–l,3%Cu–0,7%Mg–0,12%Zr) при температурах из диапазона (–40÷150 °С) и скоростях деформации ($4{,}2\cdot10^{-5}\div4{,}2\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$) приведены и обсуждаются в [Ilić et al., 1996]. Для всех рассматриваемых сплавов приведены зависимости амплитуды скачков напряжений от накопленной деформации. Значительное внимание уделяется исследованию зависимости ε_{cr} от компонентного состава сплава, температуры и скорости деформации.

В [Chen, Chaturvedi, 1997] представлены результаты исследования ЭПЛШ на образцах из сплава Inconel 718 (состав: 0,03%C, 19,24%Fe, 52,37%Ni, 18,24%Cr, 0,52%A1, 0,97%Ti, 0,07%Mo, 4,98% (Nb + Ta), 0,007%Mn, 0,007%S, 0,30%Si, 0,04%Cu). Отмечается, что большинство сплавов испытывает так называемое «нормальное» поведение, когда критические деформации начала прерывистой пластичности ε_{cr} растут с увеличением скорости деформации и уменьшением температуры. Однако для ряда насыщенных твердых растворов (например, сплавов на никелевой основе, Al–Mg и др.) наблюдается «обратное (аномальное)» поведение, когда с уменьшением скорости деформации и ростом температуры наблюдается увеличение ε_{cr}. В сплавах на никелевой основе ответственными за прерывистую пластичность чаще всего бывают примесные атомы C и N, причем движение этих атомов реализуется в основном за счет туннельной диффузии вдоль линий ядер дислокаций. «Задержку» деформации начала проявления эффекта ПЛШ авторы связывают с взаимодействием атомов углерода с включениями Ni_3(A1, Ti) в областях скоплений временно остановленных на включениях дислокаций. Высокая туннельная диффузия обеспечивает отток атомов углерода и азота от включений, что позволяет реализовываться скольжению дислокаций без отрыва от облаков примесей.

Приведено краткое описание методики экспериментальных исследований. Показано, что наибольший упрочняющий эффект в сплаве производят упорядоченные включения γ"– Ni_3(Nb, Fe) (ОЦТ) и γ' – Ni_3(A1, Ti, Nb) (ГЦК); приведены зависимости условного предела текучести от времени старения при температурах 300 и 425°С и от размеров дисков включений, а также зависимость от последних критической деформации ε_{cr}. Из результатов экспериментов следует, что «недостаренный» сплав (с малыми диаметрами дисков частиц) демонстрирует нормальную зависимость ε_{cr} от скорости деформации (т.е. рост ε_{cr} с увеличением скорости деформации); для «перестаренного» сплава наблюдается сложное поведение: при малых скоростях (до 10^{-3} $с^{-1}$) наблюдается падение критической деформации с увели-

чением скорости деформации, а при дальнейшем росте последней – увеличение ε_{cr}. Исследование зависимости критической деформации от температуры θ показало, что для «недостаренного» материала с ростом температуры наблюдается уменьшение ε_{cr}, для «перестаренного» до определенной температуры ее рост ведет к уменьшению ε_{cr}, при дальнейшем увеличении θ имеет место рост ε_{cr}. При малых временах старения частицы включения имеют малые размеры, когерентны с матрицей и могут просто пересекаться движущимися дислокациями. Атомы примесей при движении дислокаций через частицы могут либо сохраняться в окрестности ядер дислокаций, либо (при малых скоростях деформации и/или высоких температурах) оставаться во включениях, образуя карбиды. С увеличением времени старения увеличивается размер частиц, они становятся некогерентными с матрицей и для их преодоления требуется реализация механизма переползания и обтекания дислокациями. Образующиеся у включений скопления дислокаций могут являться резервуарами для примесных атомов, концентрация которых выравнивается за счет туннельной диффузии.

Результаты экспериментальных исследований ЭПЛШ при растяжении образцов из сплавов CuMn и CuAl в широком диапазоне изменения температур и деформаций приведены в [Schwink, Nortmann, 1997]. Выявлены три различные области изменения параметров (температуры и напряжений течения при различных концентрациях компонентов), в которых реализуется вызванная динамическим деформационным старением прерывистая пластичность. Определены три соответствующие характерные значения энергии активации процесса старения. Показано, что процесс старения реализуется за счет механизма туннельной (а не решеточной) диффузии.

Анализ результатов экспериментальных исследований (как собственных, так и опубликованных другими авторами) одноосного растяжения образцов из трех марок нержавеющих сталей (303, 304, 304L) и технически чистой меди содержится в [de Almeida et al., 1998]. Испытания проведены в широких диапазонах температур (180–750 °C) и скоростей деформации ($3{,}5\cdot10^{-6}$–$3{,}5\cdot10^{-2}$ c^{-1}). Для скоростей деформаций от $3{,}5\cdot10^{-5}$ до $3{,}5\cdot10^{-3}$ c^{-1} обнаружены два диапазона реализации ЭПЛШ, при этом промежуточный интервал, в котором эффект не наблюдается, расширяется с ростом скорости деформации. Указывается на лидирующую роль в появлении прерывистой пластичности диффузии вакансий, которые образуют пары с атомами углерода и азота; последние обладают повышенной мобильностью в областях замедления скорости движения или остановки дислокаций. При этом вакансии взаимодействуют с дислокациями, которые являются стоками для вакансий. В промежуточной температурной области вакансии имеют более высокую равновесную концентрацию и мобильность. При высоких температурах исчезновение ЭПЛШ объясняется образованием частиц карбидов, которые «связывают» атомы углерода.

Для обработки, систематизации и объяснения результатов экспериментальных исследований (большей частью осуществленных на одноосное растяжение) рядом авторов было предложено использовать аппарат нелинейной динамики [D'Anna, Nori, 2000; Bharathi et al., 2001, 2002]. В [D'Anna, Nori, 2000] приведены результаты экспериментов на одноосное сжатие (при температуре 18 °C и различных скоростях деформации) образцов из сплава Al–4%Mg. Основное внимание при обработке данных уделено зависимости интервалов времени между скачками напряжений от деформации и скорости деформации. Показано, что существуют два критических значения деформации, при приближении к которым указанные интервалы времени резко возрастают. При повышении скорости деформирования происходит постепенный переход от хаотического режима скачков напряжений к близкому к периодическому. Отмечается, что аналогичное поведение наблюдается в различных процессах и динамических системах, находящихся в существенно неравновесном или метастабильном состоянии.

В работах [Bharathi et al., 2001, 2002] основное внимание уделено поведению образцов из сплавов (Al–Mg) с различной начальной микроструктурой при деформировании в широком диапазоне скоростей деформаций (от 10^{-6} до 10^{-2} c^{-1}); опыты проведены в основном в условиях реализации неустойчивостей типа B и A. Показано, что с увеличением скорости деформаций происходит переход от хаотического режима (соответствующего типу B) к режиму самоорганизованной критичности (неустойчивости типа A), между которыми расположена переходная зона, ширина которой возрастает с уменьшением скорости деформации. Переход от пространственной некоррелированности (тип B) к корреляции (тип A) авторы объясняют различием отношения времен «нового нагружения» (после падения напряжения течения) и требуемого для релаксации внутренних напряжений, возникающих вследствие несовместности пластических деформаций в соседствующих областях образца.

Влияние содержания магния в сплаве Al–Mg и скорости деформации на основные характеристики кривых σ–ε в диапазонах реализации ЭПЛШ рассмотрено в [Chihab et al., 2002]. Эксперименты на одноосное растяжение проведены на плоских образцах Al–1%Mg, Al–2%Mg, Al–2,5%Mg, вырезанных из листовых заготовок, полученных прокаткой, при комнатной температуре в диапазоне скоростей деформации $\xi\in[10^{-5},\ 10^{-3}]$ c^{-1}; нагружения реализованы на машине кинематического типа при постоянных ξ. Для рассматриваемых материалов показано, что ε_{cr} существенно зависит от содержания магния: для сплава, содержащего менее 2 % Mg имеет место так называемая «нормальная» зависимость ε_{cr} от ξ (возрастание ε_{cr} с ростом ξ), при содержании более 2 % – «обратная» зависимость (уменьшение ε_{cr} с ростом ξ), для образцов Al–2%Mg с ростом ξ происхо-

дит переход от обратной к нормальной зависимости. Для образцов из сплавов Al–2%Mg и Al–2,5%Mg для неустойчивости типа B показано, что средняя величина «скачков» напряжений $\Delta\sigma$ связана с величиной деформации степенным соотношением: $\Delta\sigma\sim\varepsilon^n$, при этом n возрастает примерно по линейному закону с ростом ξ и увеличивается с повышением содержания Mg. Зависимость $\Delta\sigma(\xi)$ также может быть описана степенной функцией $\Delta\sigma\sim\xi^m$, причем m не зависит от содержания Mg и скорости деформации, т.е. может быть принята постоянной, примерно равной (–1/3). Для указанных условий испытания получено также, что частота «скачков» напряжений ν (на интервале деформации в 1 %) также может быть описана степенной функцией деформации: $\nu\sim\varepsilon^q$, где q зависит от скорости деформации и для рассматриваемых диапазонов ξ изменяется в пределах [–0,2, –0,36]. К рассмотренной выше примыкает статья [Chihab, Fressengeas, 2003], в которой особое внимание уделяется объяснению причин перехода от хаотичного появления (прерывистая пластичность типа C) до регулярного движения полос сдвига. Отмечается корреляция данного перехода с изменением характера зависимости ε_{cr} от ξ от «обратного» к «нормальному». Оба указанных перехода авторы связывают с возникновением пространственной самоорганизации полос сдвига, управляемой распределением внутренних напряжений, возникающих вследствие несовместности деформаций различных граничащих подобластей образцов.

Результаты экспериментальных исследований деформирования в широком диапазоне скоростей деформации ($4\cdot10^{-6} \div 6\cdot10^{-3}$ с$^{-1}$) плоских образцов из сплава Al–3%Mg, содержащего жесткие включения Al_2O_3 (с объемной долей 2, 5 и 10 % и средним размером 3 и 20 мкм), представлены в [Estrin, Lebyodkin, 2004]. Приведены данные о влиянии объемной доли и размеров включений на ε_{cr} и статистические характеристики зависимости «напряжение – деформация» (распределение величины скачков напряжений, время между скачками). Для теоретического анализа деформирования использована дислокационно-ориентированная модель, позволяющая учитывать размеры и распределение частиц включений и влияние динамического старения; показано, что модель удовлетворительно описывает характер поведения образцов в рассматриваемых диапазонах скоростей нагружения и распределения включений.

В [Vani Shankar et al., 2004] приведены экспериментальные данные о деформировании образцов из суперсплава на никелевой основе (21,7%Cr, 3,9 %Fe, 8,8%Mo, 3,9%Nb, 0,05%C, 0,14%Mn, 0,15%Si, 0,17%Al, 0,23%Ti, 0,08%Co) при температурах 300÷1023 K и скоростях деформации $3\cdot10^{-3}\div3\cdot10^{-5}$ с$^{-1}$. Образцы подготовлены термообработкой на твердый раствор из труб, эксплуатируемых в течение $6\cdot10^4$ ч при температуре 873 K в химическом производстве. При температурах, не превышающих 823 K, реализуется ЭПЛШ типа A и B, при более высоких температурах – типа C. Отмечается существенное снижение вязкости сплава при температурах, превышающих 923 K, что объясняется выделением по границам зерен жестких частиц (карбидов и δ-фазы).

Исследованию влияния концентрации магния в сплаве Al–Mg на характеристики проявления ЭПЛШ (критические деформации, диапазоны деформаций и скоростей деформаций, в которых возникает неустойчивость, тип неустойчивости, величина скачков напряжений) посвящены работы [Ait-Amokhtar, 2006, 2015; Chibane et al., 2017; Mehenni et al., 2019]. Испытания на одноосное растяжение с постоянными скоростями деформации проведены на плоских образцах из указанного сплава с содержанием магния от 1 до 4,5 % при комнатной температуре в широком диапазоне скоростей деформаций ($10^{-6}\div10^{-1}$ с$^{-1}$). Показано, что в области малых и средних скоростей деформаций с увеличением содержания магния ε_{cr} уменьшается, в области относительно высоких скоростей деформаций критическая деформация практически не чувствительна к концентрации Mg. С повышением содержания Mg возрастает величина скачков напряжений.

Результаты экспериментов по одноосному растяжению образцов из магниевого сплава LA41 (4,32%Li, 0,97%Al) при комнатной температуре при скоростях деформации $3{,}33\cdot10^{-4}$, $6{,}66\cdot10^{-4}$, $3{,}33\cdot10^{-3}$ и $6{,}66\cdot10^{-3}$ с$^{-1}$ приведены в [Wang et al., 2007]. Результаты показывают снижение предела текучести, предельного напряжения и увеличение ε_{cr} с ростом скорости деформации.

Результаты экспериментального и теоретического исследования влияния жестких включений Al_2O_3 (средний размер – 3 мкм, доля – 2 и 5 %) на особенности реализации ЭПЛШ в образцах из сплава AA5754 (Al–3%Mg) обсуждаются в [Dierke et al., 2007]. Испытания на одноосное растяжение проведены на плоских образцах при комнатной температуре при скоростях деформации от 10^{-6} до 10^{-3} с$^{-1}$. На предел текучести влияние включений оказалось несущественным, равно как на критическую деформацию проявления ЭПЛШ и амплитуду «скачков» напряжений, что авторы объясняют компенсацией упрочняющего действия частиц возрастающей концентрацией напряжений в их окрестности. Для теоретического анализа применена простая макрофеноменологическая модель [Graff et al., 2005], позволяющая удовлетворительно описать качественные особенности процесса деформирования.

Результаты теоретических и экспериментальных исследований деформирования образцов из сплава AA5754 (2,6–3,6%Mg) представлены в [Brüggemann et al., 2008]. Эксперименты на растяжение плоских образцов проведены при комнатной температуре и 4 скоростях деформации в интервале [$2\cdot10^{-5}$, $6\cdot10^{-3}$] с$^{-1}$. Для теоретического анализа применена макрофеноменологическая геометрически нелинейная упруговязкопластическая модель; упругие деформации описаны с использованием закона в форме Сен-Венана – Кирхгоффа (линейная связь взвешенного тензора Кирхгоффа и тензора деформаций Альманси); переход к скоростной форме осуществлен с помощью производной Коттер и

Ривлина [Поздеев и др., 1986]. Следует отметить, что расчеты приведены для деформаций, не превышающих 10 %, причем – для одноосного растяжения; как представляется, в этих условиях нет необходимости применения геометрически нелинейных моделей. Для описания прерывистой пластичности также использована модель Мак-Кормика, однако авторы не ссылаются на оригинальную работу [McCormick, 1988]. Показано качественное соответствие результатов расчета экспериментальным данным.

Результаты экспериментального исследования деформирования предварительно отожженных (в течение 2 ч при температуре 430 °C) образцов из алюминиевого сплава AA5083 (4,5%Mg, 0,71%Mn, 0,33%Si, 0,19%Fe, 0,058%Cr, 0,037%Cu) приведены в [Sheikh, 2010]. Испытания на одноосное растяжения проведены при температурах в диапазоне (20÷280 °C) и скоростях деформации $(10^{-4}\div10^{-1})$ c^{-1}. Приведены диаграммы в координатах $\ln\xi - \theta^{-1}$, разграничивающие области монотонного деформирования и зоны прерывистой пластичности (с разными типами полос скольжения). Показано, что динамическое деформационное старение (ЭПЛШ) изменяет характер накопления поврежденности и разрушения.

Методика и результаты исследования деформирования образцов из стали аустенитного класса (0,5%C, 22%Mn, 0,70%Mo, 0,22%V, 0,16%Si, 0,13%Cr) представлены в [Scavino et al., 2010]. Эксперименты проведены на плоских образцах, подвергаемых растяжению и стандартному тесту Эриксена (прессование полусферы). Испытания осуществлялись при комнатной температуре в диапазонах скоростей деформации $[3\div5]\cdot10^{-4}$ c^{-1}, $[3\div5]\cdot10^{-3}$ c^{-1}, $[3\div5]\cdot10^{-2}$ c^{-1}, $[2\div4]\cdot10^{-1}$ c^{-1}. Результаты обнаруживают, что для рассматриваемого материала ЭПЛШ имеет место при всех испытаниях на растяжение при скоростях деформации, меньших 0,3 c^{-1}. Увеличение скорости деформации ведет к росту ε_{cr}. В то же время в стандартных испытаниях Эриксена видимых на макроуровне полос локализации не обнаружено, т.е. переход от одноосного к двухосному нагружению может подавлять локализацию деформаций.

Результаты экспериментов на растяжение образцов из сплава Al–2,5%Mg в интервале скоростей деформаций $(10^{-6}–10^{-2})$ c^{-1} приведены в [Chibane, Ait-Amokhtar, 2013]. Показано, что при уменьшении скорости деформации вблизи значения $2\cdot10^{-3}$ c^{-1} происходит переход от проявления ЭПЛШ типа A к типу B, а при $2\cdot10^{-5}$ c^{-1} – от полос типа B к C. Отмечается, что ε_{cr} зависит от скорости деформации, постепенно уменьшаясь с увеличением ξ от 10^{-6} c^{-1} до $2\cdot10^{-5}$ c^{-1}, а затем начинает нарастать.

В [Manach et al., 2014] отмечается, что подавляющее большинство экспериментов по исследованию ЭПЛШ осуществляются с использованием испытаний на растяжение. В цитируемой статье для этой цели применены опыты на простой сдвиг образцов из сплава Al–3%Mg (AA 5754-0) при скоростях деформации $(1{,}2\cdot10^{-3}$, $1{,}2\cdot10^{-2}$ и $1{,}2\cdot10^{-1})$ c^{-1} и температурах 20, 100, 150 и 200 °C. Результаты экспериментов показывают, что при простом сдвиге реализуются все закономерности, свойственные ЭПЛШ: существование ε_{cr} и определенного температурно-скоростного диапазона эффекта. Для теоретического исследования использованы две модели: Маккормика [McCormick, 1988] и Джонсона – Кука [Johnson, Cook, 1983], реализованные в пакете ABAQUS. Модель Маккормика кратко описана ниже; в модели Джонсона – Кука напряжение течения представлено произведением трех функций, зависящих соответственно от накопленной пластической деформации, скорости деформации и температуры, при этом для описания прерывистой пластичности во втором сомножителе требуется отрицательная скоростная чувствительность. Отмечается качественное соответствие теоретических результатов, полученных с помощью обеих моделей, с экспериментальными данными; лучшее количественное соответствие демонстрирует модель Маккормика.

Методика и результаты экспериментальных исследований образцов из магниевого сплава (Mg−2.7%Nd, 0.6%Zn, 0.5%Zr) приведены в [Wang et al., 2015]. Испытания на растяжения плоских образцов проведены в интервалах скоростей деформаций $[10^{-4}, 10^{-2}]$ c^{-1} и температур [100, 300] °C, прерывистая пластичность наблюдается при температурах 150÷250 °C. Приведены графики σ–ε, зависимости ε_{cr} от температуры и скорости деформации; показано, что ε_{cr} вначале монотонно снижается с ростом температуры и увеличением скорости деформации (от 10^{-4} c^{-1}), достигая минимума при $5\times10^{-3}c^{-1}$, а затем возрастает. В [Wang et al., 2016] для объяснения указанного характера поведения ε_{cr} вводится понятие напряжения σ_{cu}, необходимого для отрыва дислокаций от облаков примесей, которое монотонно возрастает с ростом температуры и уменьшением скорости деформации. С другой стороны, для формирования облаков примесей за счет собственно неупругой деформации, ведущей к увеличению плотности дислокаций и концентрации вакансий, требуется достижение определенного уровня, величина которого монотонно уменьшается с ростом температуры и снижением скорости деформации. Влиянием двух этих «противонаправленных» факторов и объясняется указанный характер зависимости ε_{cr} от температуры и скорости деформации.

Результаты опытов на одноосное растяжение и ударную вязкость образцов из никелевого сплава 625 (20÷23%Cr, 8÷10%Mo, содержащего также от десятых долей до нескольких процентов Nb, Ta, Ti, Al, Fe, Co, Si), рассматриваются в [Chatterjee et al., 2015]. Образцы подготовлены из различных (нижней, центральной и верхней) участков, входящих в крекинг-установку труб, работающих при разных температурах, в силу чего имеющих отличающуюся микроструктуру. Опыты на растяжение проведены при скоростях деформации $(8{,}8\cdot10^{-5}$, $4{,}4\cdot10^{-4}$, $1{,}8\cdot10^{-3})$ c^{-1} при постоянных температурах в интервале [20, 700] °C. Прерывистая текучесть наблюдалась для всех трех типов образцов при всех

исследуемых скоростях деформации в интервале температур 250÷600 °С после достижения определенной критической деформации ε_{cr}. При относительно высоких скоростях деформации наблюдается формирование полос типа А и В и имеет место уменьшение ε_{cr} при повышении температуры, авторы относят такое поведение к «нормальному» ЭПЛШ. При уменьшении ξ формируются полосы типа С и наблюдается увеличение ε_{cr} с возрастанием температуры; в этом случае авторы говорят об «обратном» ЭПЛШ. «Нормальный» ЭПЛШ авторы объясняют взаимодействием дислокаций с межузельными атомами углерода, тогда как «обратный» ЭПЛШ – взаимодействием дислокаций с атомами замещения молибдена. Основное внимание уделено установлению зависимости физических механизмов старения от микроструктуры. Отмечается различие микроструктуры средней и нижней частей трубы от верхнего участка, что ведет к существенному различию энергии активации диффузии и величины скачков напряжений.

Результаты испытаний образцов из нержавеющей стали аустенитного класса AISI 304 на одноосное растяжение в широком диапазоне температур (от 50 до 800 °С) при скоростях деформации ($1{,}4\cdot10^{-2}$, $3{,}5\cdot10^{-3}$, $3{,}5\cdot10^{-4}$) $с^{-1}$ приведены и обсуждаются в [Monteiro et al., 2017]. Для всех используемых в опытах скоростей деформации в интервале температур 200÷700 °С наблюдается прерывистая пластичность, при этом с ростом температуры происходит переход от полос типа А к полосам типа В. Отмечается, что процессы динамического старения при деформировании при высокой температуре (около 700 °С) обеспечивает максимальное упрочнение материала.

Анализу особенностей деформирования двух типов образцов из алюминиевого сплава 5083 (4,54%Mg, 0,72%Mn, 0,28%Fe, 0,21%Si, 0,20%Zn) посвящена статья [Tian et al., 2018]. Образцы 1-го типа были подвергнуты отжигу (выдержка при температуре 450 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением с печью 23 ч), 2-го – обработке на твердый раствор (выдержка в солевой ванне при 450 °С в течение 1 ч – закалка (охлаждение в воде)). Отмечаются некоторые отличия в микроструктуре отожженных и закаленных образцов; так, в первых количество включений вторичной фазы значительно выше, и они имеют меньшие размеры, чем в образцах второго типа. В то же время в закаленных образцах содержание Mg в твердом растворе (замещения) существенно превосходит равновесное значение. Механические испытания на одноосное растяжение проведены при комнатной температуре со скоростями деформации в диапазоне $[10^{-5}\div10^{-2}]$ $с^{-1}$. Эффект прерывистой пластичности при указанных условиях наблюдался во всех испытаниях образцов обоих типов (за исключением деформирования закаленных образцов при скорости деформации 10^{-5} $с^{-1}$). Незначительные отличия в количественных характеристиках (средней величине скачков напряжений, ε_{cr}, временах задержки дислокаций на препятствиях) объясняются, главным образом, различной концентрацией атомов магния в решетке матрицы алюминия.

В [Ren et al., 2018] представлены методика и результаты экспериментального и теоретического исследования прерывистой пластичности образцов из алюминиевого сплава AA2139 (4,5–5,5%Cu, 0,2–0,8%Mg, 0,2–0,6%Mn). Рассмотрены следующие варианты одноосного нагружения при комнатной температуре:

- монотонное деформирование со скоростями деформации (10^{-4}, 10^{-3}, 10^{-2}) $с^{-1}$;
- с резким изменением (возрастанием или уменьшением) скорости деформации при различных уровнях деформации;
- нагружения с 15-секундными остановками после 2, 4, 6 и 8 % деформации;
- испытания с частичной разгрузкой и выдержкой в течение 120 с после 2, 4, 6 и 8 % деформации.

Эксперименты показали, что при монотонном растяжении при всех скоростях деформации ЭПЛШ не проявляется, однако во всех вариантах нагружения с прерыванием материал демонстрирует прерывистую пластичность. В опытах со скачкообразным изменением скорости деформации ЭПЛШ обнаружен только при возрастании скорости деформации. Для теоретического исследования была использована модель Маккормика в сочетании с методом конечных элементов (МКЭ) в двух- и трехмерной постановках. Показано качественное соответствие численных и экспериментальных результатов.

Рассмотрению пространственно-временных характеристик прерывистой пластичности и переходу от формирования полос сдвига типа В к типу С в образцах из сплава Al–4,5%Mg посвящена статья [Mehenni et al., 2019]. Испытания на одноосное растяжение проведены на плоских образцах при комнатной температуре с использованием машины кинематического типа при постоянной скорости деформации $2{,}38\cdot10^{-4}$ $с^{-1}$. Параллельно с фиксацией кинематических и силовых характеристик измерялось изменение температуры на боковой поверхности образца. Переход от полос сдвига типа В к полосам типа С происходил в интервале деформаций 7,6–8,2 %. Отмечается, что расстояние между полосами типа В несколько меньше, чем их ширина, полоса распространяется в одном направлении, скачки напряжений малы. При переходе к полосам типа С увеличивается амплитуда скачков напряжений, расстояние между полосами становится значительно больше, чем ширина полос. Указанные особенности проявления ЭПЛШ при увеличении накопленной деформации авторы объясняют повышением плотности дислокаций (в особенности – леса), что ведет к увеличению времени задержек мобильных дислокаций у препятствий и росту коэффициентов диффузии (за счет туннельной диффузии).

Результаты экспериментов на простое растяжение образцов из алюминиево-магниевого сплава AA5086 при комнатной температуре в диапазоне скоростей де-

формации ($10^{-4}\div10^{-1}$) $с^{-1}$ представлены в [Reyne et al., 2019]. Особое внимание уделено анализу закономерностей возникновения и пространственно-временной эволюции полос сдвига (расположение, ширина, скорость движения и т.д.) при различных типах (A, B и C) проявления прерывистой пластичности.

1.2 Оптические методы контроля

Оптические методы и средства неразрушающего контроля, позволяющие бесконтактно регистрировать пространственную неоднородность пластического течения, имеют большое значение при исследовании временной эволюции поверхности металла «*in situ*», связанной с локализацией деформации в области размером от нескольких зерен (мезоуровень) до размера образца (макроуровень). К числу наиболее распространенных в последние годы методов данного класса относятся метод корреляции цифровых изображений (DIC – Digital Image Correlation), цифровая спекл-интерферометрия, цифровая инфракрасная термография.

Детальное изложение методики и результатов экспериментального исследования эффекта Портевена – Ле Шателье, наблюдаемого на плоских образцах из алюминиевого сплава A2017, представлено в [Zhang et al., 2005]. Эксперименты проведены с использованием цифровой корреляционной спекл–интерферометрии. Образцы подвергались растяжению с изменяющимися скоростями деформации в интервале $10^{-6}\div10^{-3}$ $с^{-1}$. Проведены прецизионные измерения деформаций в полосах сдвига и вне них; показано, что даже при монотонном растяжении образца в целом вне полос сдвига наблюдаются деформации сжатия.

Для исследования ЭПЛШ на плоских образцах (с размерами 3×12×60 мм) из сплава Al – 4%Cu (испытания на растяжение при комнатной температуре при скорости деформации $7{,}7\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$) в [Ranc, Wagner, 2005] использована пирометрия (в инфракрасном диапазоне). Приведены данные об эволюции полос скольжения (расположение, угол наклона к оси растяжения (62^{o}), ширина полос (3,5 мм)); показано, что динамика формирования полос соответствует типу B. Результаты аналогичных испытаний, проведенных при комнатной температуре в диапазоне скоростей деформаций от $2{,}38\cdot10^{-4}$ до $2{,}14\cdot10^{-2}$ $с^{-1}$, представлены в [Ranc, Wagner, 2008]. Показано, что с ростом скорости деформации происходит изменение типа полос: от C к B и далее к A; в опытах при деформировании со скоростью $1{,}19\cdot10^{-2}$ $с^{-1}$ получено, что с ростом накопленной деформации происходит переход от типа A к типу B. Данная методика, как показано в [Ranc et al., 2016], может быть применена и для анализа ЭПЛШ при повышенных температурах. В цитируемой работе представлены результаты экспериментов на растяжение образцов из марганцовистой стали при температуре 200 °C со скоростями деформации 10^{-2} и 10^{-3} $с^{-1}$. Получены данные о ширине и расстояниях между полосами сдвига, времени между появлением двух последовательных полос скольжения, величине деформации образца за счет полосы сдвига. Аналогичная методика была использована для исследования поведения образцов из сплава AA 5086, результаты применения которой приведены в [Louche et al., 2005]. Представлены данные о форме, размерах, скоростях движения, ориентации и ее изменении полос скольжения типа A и B.

В [Halim et al., 2007] приведены результаты экспериментальных исследований на одноосное растяжение образцов из сплава AA5754 (3,5%Mg, 0,21%Mn, 0,11%Si, 0,21%Fe) при температурах 223 и 298 K со скоростями деформации $6\cdot10^{-4}$, $6\cdot10^{-3}$, $6\cdot10^{-2}$ $с^{-1}$. После предварительной прокатки и отжига получена примерно равноосная зеренная структура со средним размером зерна 12–15 мкм. Для измерения деформаций использован метод цифровой корреляции изображений. Показан рост величины деформаций в полосах сдвига при увеличении накопленной полной деформации образца. Исследовано влияние предварительной пластической деформации (до 0,1–0,15 деформации) при 223 K и старения после этой деформации на особенности проявления ЭПЛШ при последующем деформировании при температуре 298 K. В частности, показано, что в предварительно продеформированных и состаренных образцах величина сдвигов в полосах значительно уменьшается по сравнению с данными, полученными на исходных образцах.

Методика и результаты экспериментов на одноосное нагружение плоских образцов различной толщины (0,5; 1,0 и 1,5 мм при ширине 4 мм) из алюминиевого сплава AA5754 приведены в [Casarotto et al., 2009]. Для измерений использованы лазерная тензометрия и метод корреляции цифровых изображений. На основе анализа физических механизмов описаны особенности зарождения и распространения полос типа A и B, особое внимание уделено влиянию концентрации напряжений. Приведены результаты численного моделирования деформирования образцов из указанного материала, полученные с помощью макрофеноменологической вязкопластической модели [Zhang et al., 2001], показано качественное соответствие теоретических и эмпирических данных.

Наряду с влиянием на движение дислокаций за счет образующихся облаков, легирующие элементы при определенных условиях могут образовывать труднопреодолимые частицы включений, также обусловливающие прерывистый режим течения. В [Sun et al., 2009] приведены результаты экспериментов на растяжение (комнатная температура, скорости деформации 10^{-4}, 10^{-3}, $5\cdot10^{-3}$ и 10^{-2} $с^{-1}$) образцов из алюминиевого сплава A2024 (3,8–4,9%Cu, 1,2–1,8%Mg, 0,3–0,9%Mn, 0,5%Si, 0,5%Fe), подвергнутых перед испытаниями отжигу и термообработке на твердый раствор при температурах 100, 200, 300, 400 и 500 °C. Для механических испытаний использована цифровая спекл–интерферометрии. Результаты электронной микрографии свидетельствуют

об образовании при отжиге и низкой температуре обработки на твердый раствор (100 °C) жестких частиц включений ($CuAl_2$ или Al_2CuMg) с размерами (10÷20) нм, при этом прерывистая пластичность регулируется в основном долей, размерами и распределением частиц. С повышением температуры термообработки повышается концентрация легирующих элементов в твердом растворе, превалирующим механизмов ЭПЛШ становится взаимодействие дислокаций с облаками атомов примесей. Приведены результаты статистической обработки измеренных амплитуды и частоты скачков напряжений.

Для исследования формирования и развития деформационных полос в плоских образцах из алюминиевого сплава 5456 (5.92%Mg, 0.61%Mn, 10.27%Fe, 0.14%Si) в [Shibkov et al., 2010] предложен метод высокоскоростной (500 кадров/с) киносъемки. Образцы подвергались одноосному растяжению с постоянной скоростью изменения продольного напряжения; прерывистую пластичность в случае «мягкого» (с контролем напряжений) нагружения авторы называют эффектом Савара – Массона. На начальной стадии неустойчивости образуется одна полоса, скорость деформации в которой на три порядка превышает среднюю скорость деформации образца. В дальнейшем с поверхности основной полосы ответвляются вторичные полосы, затем – полосы 3-го порядка и т.д. Результаты аналогичных исследований приведены в [Shibkov et al., 2012], где особое внимание уделяется классификации полос Савара – Массона по форме, размерам, направлению и скорости распространения, величине деформации.

В отличие от подавляющего большинства экспериментальных исследований, осуществляемых в опытах на одноосное растяжение или сжатие, в [Coër et al., 2013] приведены результаты испытаний образцов из алюминиевого сплава AA 5754-O (93,6–97,3%Al, 2,6–3,6%Mg, 0,5%Mn, 0,3% Cr, 0,1Cu, 0,4%Fe, 0,4%Si) на простой сдвиг. Эксперименты на жесткое нагружение проведены при комнатной температуре со скоростями деформации ($1{,}2\cdot10^{-3}$, $1{,}2\cdot10^{-2}$, $1{,}25\cdot10^{-1}$) c^{-1}; для определения локальных деформаций использован метод корреляции цифровых изображений. Для всех указанных скоростей деформаций наблюдался ЭПЛШ. Отмечается, что ширина и скорость движения полос сдвига увеличивается с ростом скорости деформации и накопленной деформации.

Описание методики и результатов экспериментов по одноосному растяжению плоских образцов из марганцовистой стали (0,5%C, 22,4%Mn, 0,7%Mo, 0,22%V, 0,16%Si, 0,13%Cr, 0,025%P, S < 0,001%) аустенитного класса содержатся в [Scavino et al., 2013]. Испытания проведены при комнатной температуре при скоростях деформации ($4\cdot10^{-4}$÷0,3) c^{-1}, для измерений использованы инфракрасная термография и оптическая экстензометрия. В интервале скоростей деформаций ($4\cdot10^{-4}$÷$4\cdot10^{-2}$) c^{-1} образцы обнаруживают эффект ПЛШ и появление полос типа A и C, причем с повышением скорости деформации возрастает ε_{cr}; при $\xi\in(0.04–0.3)$ c^{-1} полосы локализации деформации исчезают.

Методика и результаты экспериментальных исследований ЭПЛШ по одноосному растяжению образцов из высокомарганцовистой стали (Fe–22%Mn, 0,6%C) приведены в [Hwang et al., 2021]. Образцы предварительно продеформированы прокаткой и отожжены для получения поликристаллов со средним размером зерен 2 мкм. Использованы методы корреляции цифровых изображений и синхротронной рентгеновской дифракции. Показана корреляция пластического деформирования полос, изменения плотностей дислокаций и упругих искажений решетки. Отмечается, что пластическая деформация сосредоточена в основном в полосах сдвига, возникновение которых предшествует падению напряжений. После прохождения полосы сдвига по длине образца начинается фаза быстрого роста напряжений и искажения решетки (вплоть до момента зарождения новой полосы).

1.3. Метод акустической эмиссии

Одним из методов исследования процессов, сопровождающих и определяющих особенности деформирования и разрушения материалов, является метод акустической эмиссии, позволяющий вести непосредственное наблюдение за процессом локальной перестройки структуры материала при воздействии внешних механических полей.

В [Lukáč et al., 1997] обсуждаются экспериментальные данные и физические механизмы, обусловливающие возникновение прерывистой пластичности при деформировании при комнатной температуре при различных скоростях деформирования образцов из алюминий–магниевых сплавов (Al-2,6%Mg, Al-3%Mg, Al-4,8%Mg и др.). Для исследования использован метод акустической эмиссии; интенсивность акустических сигналов связывается с резкими перемещениями массивов дислокаций. Показано существенное уменьшение величины критической деформации ε_{cr} при увеличении скорости деформации. Отмечается, что прерывистая пластичность может быть связана не только с эффектами старения, но и с преодолением барьеров из жестких включений, возникающих в пресыщенных твердых растворах.

Результаты статистического анализа кривых σ–ε (макроуровень) и интенсивности сигналов акустической эмиссии (мезоуровень), полученных в опытах на одноосное нагружение образцов из сплава Al–3%Mg, обсуждаются в [Lebyodkin et al., 2012]. Образцы получены из холоднокатаных листов с последующей обработкой на твердый раствор; испытания проведены при комнатной температуре с постоянными скоростями деформации в интервале $[2\cdot10^{-5}\div6\cdot10^{-3}]$ c^{-1}. Отмечается, что если кривые σ–ε в рассматриваемом диапазоне скоростей деформаций обнаруживают различные типы гистограмм скачков напряжений (степенные, остроко-

нечные и бимодальные гистограммы), интенсивности сигналов акустической эмиссии имеют степенную зависимость. Последнее, по мнению авторов, свидетельствует о перемежаемости и самоорганизации активации движения дислокаций на мезоскопическом уровне. Высказано предположение, что деформационное старение способствует синхронизации массированного движения дислокаций в режиме прерывистой пластичности. Результаты аналогичных исследований, проведенных на образцах из сплавов Al–5%Mg и Mg–Zr (с содержанием циркония 0,04, 0,15 и 0,35 %), приведены и обсуждаются в [Lebyodkin et al., 2013].

Методика и результаты экспериментального исследования деформирования образцов из двух разновидностей сплава AA2017 (обычный сплав Al–Cu (образцы с маркировкой SO) и упрочненный частицами SiC (10%) (SR)) приведены в [Härtel et al., 2018]. Изготовление осуществлено спеканием порошков с последующей экструзией. Образцы каждой разновидности подвергались двум видам обработки: отжигу на твердый раствор (выдержка при температуре 505 °C в течение 2 часов) (образцы SO-A и SR-A) и естественному старению (в течение 2 недель при комнатной температуре) (образцы SO-N и SR-N). Испытания проводились при трех температурах (20, –60, –196) °C при скоростях деформации из диапазона $(10^{-5} \div 10^{-2})$ c^{-1}; для определения параметра скоростной чувствительности проведены опыты с резким изменением скорости деформации. При проведении испытаний при комнатной температуре наряду с измерениями усилий и перемещений на захватах машины использовались методы акустической эмиссии и корреляции цифровых изображений. Результаты показывают, что при комнатной температуре при скоростях деформации из указанного диапазона все образцы демонстрируют эффект ПЛШ с образованием полос типа А. Образцы из упрочненного частицами сплава (типа SR) имеют меньшую величину ε_{cr} по сравнению с образцами типа SO. Хотя в рассматриваемом диапазоне скоростей деформаций все образцы испытывают отрицательную чувствительность к скорости деформации, образцы SO-N и SR-N имеют меньшие абсолютные значения показателя чувствительности, чем образцы типа SO-A и SR-A. При деформировании при низких температурах ЭПЛШ практически не проявляется.

1.4. Исследование микроструктуры

Как известно, свойства металлов и сплавов, проявляемые на макроуровне, определяются главным образом их структурой (в том числе – дефектной мезо- и микроструктурой). В связи с этим для выявления и физического объяснения макроэффектов исследования структуры чрезвычайно востребованы. Существуют различные методы микроскопии, включая оптическую микроскопию, электронную микроскопию и атомно-силовую микроскопию. Наиболее информативным из перечисленных методов является электронная микроскопия, которая позволяет наблюдать и анализировать структуру материалов на микроуровне.

Результаты экспериментального исследования образцов из сплава Al – 2%Mg в состоянии поставки (после холодной листовой прокатки) и после отжига представлены в [Ziania et al., 2012]. Данные электронной микроскопии показывают, что после холодной прокатки сплав обладает сильно отличающейся по плотности дислокаций зеренной структурой, в которой присутствуют мелкие (с размерами до 100 нм) кристаллиты, практически свободные от дислокаций. После отжига зерна имеют размеры 10–20 мкм и содержат глобулярные включения Mg_2Al_3 со средним размером 200 нм. Механические испытания проведены растяжением плоских образцов при комнатной температуре и скоростях деформации в диапазоне от 10^{-5} до 10^{-1} c^{-1}. Результаты экспериментов показывают, что основные закономерности прерывистой пластичности сохраняются для обеих партий образцов: с уменьшением скорости деформации ξ происходит последовательный переход формирования полос от типа А к В, а затем – к С с одновременным увеличением амплитуды колебаний напряжения. В то же время отжиг ведет к значительному снижению амплитуды колебаний напряжений, более резкой зависимости ε_{cr} от ξ (особенно вблизи границ рассматриваемого диапазона скоростей деформации). Указанные эффекты авторы объясняют снижением при отжиге плотности дислокаций леса, что ведет к уменьшению времени остановок активных дислокаций на препятствиях, а следовательно – к меньшему старению. В то же время авторы не обсуждают влияние появления в результате отжига больших включений Mg_2Al_3, что, как представляется, приводит к уменьшению концентрации «свободных» атомов Mg, взаимодействие которых с дислокациями и обусловливает возникновение ЭПЛШ.

Методика и результаты экспериментов на одноосное растяжений образцов из алюминиевого сплава (Al-2,5%Mg) представлены в [Sarkar et al., 2013]. Опыты проведены на плоских образцах (в состоянии поставки и отожженных в течение 16 часов при температуре 673 К) при комнатной температуре и скоростях деформации в интервале $[2\cdot10^{-5}, 2\cdot10^{-3}]$ c^{-1}. Для исследования микроструктуры использованы оптическая микроскопия, дифракция рентгеновских лучей, измерения удельного электросопротивления. Механические испытания осуществлены на машине кинематического типа. Обнаружено, что термическая обработка ведет к существенному повышению концентрации вакансий, что приводит к уменьшению параметра скоростной чувствительности и увеличению частоты «зубцов» на диаграмме напряжение – деформация. Показано, что для обоих типов образцов с увеличением скорости деформации величина скачков напряжений уменьшается.

В последние годы большую популярность приобрел метод механических испытаний малой плавно нарастающей нагрузкой, приложенной к алмазному индентору (микро- и наноиндентирование или depth-sensing testing). Наноиндентирование в отличие от растяжения/сжатия позволяет локализовать пластическую деформацию в микронной или субмикронной области с целью последующего анализа другими современными методами исследования.

В [Horváth et al., 2005] для исследования прерывистой пластичности в образцах из сплавов Al-Mg (с содержанием магния от 0 до 7,6%) использован метод микроиндентации (по Роквеллу). Показано, что существует критическая концентрация атомов магния (c_{cr}≈0,76%), ниже которой сплавы демонстрируют монотонную зависимость твердости H_V от глубины индентации. Значительное внимание уделено исследованию зависимости величины скачков твердости ΔH_V от концентрации примеси; на основе полученных экспериментальных данных предложено следующее соотношение: $\Delta H_V=A\times(c-c_{cr})^q$, $c\geq c_{cr}$, где A, q – константы. Исходя из известных данных о пропорциональности твердости и напряжения течения, для теоретического обоснования полученных результатов использована модель [Kubin, Estrin, 1990; Brechet, Estrin, 1995]. На основе анализа теоретических и экспериментальных результатов предложено несколько модифицировать используемое в цитируемых работах соотношение для напряжения течения (в члене, описывающем зависимость вклада в напряжение течения от скорости деформации и концентрации примеси c, предлагается заменить линейную зависимость от c степенной). В [Horváth et al., 2007] приведены результаты аналогичных исследований для сплава Al-Mg при содержании магния 0,5; 1,0; 2,0 и 3,0% при осадке со скоростями нагружения 0,02; 0,2 и 2,0 МПа/с. Показано, что с увеличением концентрации Mg и снижением скорости нагружения увеличиваются скачки напряжений на диаграмме одноосного нагружения. Возрастание концентрации магния ведет также к увеличению интенсивности генерации мобильных дислокаций, уменьшению перехода их в иммобильные и аннигиляции.

В [Chand et al., 2016] представлены методика и результаты исследования влияния термообработки на микроструктуру и твердость серии образцов из сплава AA2014 (5,28%Cu, 0,4%Mn, 0,45%Si, 0,2%Mg, остальное – Al), изготовленных из экструдированного прутка. Образцы были подвергнуты различной термической обработки. Показано, что после обработки на твердый раствор образцы имеют твердость по Бринелю 94, что даже ниже твердости в состоянии поставки. Большая часть образцов была подвергнута обработке на старение (нагреву до 183 ^oC и выдержке в течение 2, 4, 6, 8, 10 и 12 часов). Максимум твердости достигается при выдержке в течение 8 часов, что авторы связывают с образованием значительного количества мелкодисперсных включений $CuAl_2$. Дальнейшая выдержка ведет к существенному укрупнению включений с потерей когерентности включений и алюминиевой матрицы, что приводит к снижению твердости.

2. Макрофеноменологические модели

Следует отметить, что при построении макрофеноменологических моделей значительная часть исследователей опирается на известные качественные описания физических механизмов, обусловливающих возникновение прерывистой пластичности. При этом формулировка конститутивных моделей ЭПЛШ осуществляется в терминах термомеханических макропеременных и базируется на результатах экспериментов по деформированию макрообразцов.

Одной из первых работ, в которой была рассмотрена макрофеноменологическая модель для описания ЭПЛШ, была статья [Penning, 1972], в которой предложена *N*-образная зависимость напряжения течения $f(\xi)$ от скорости деформации ξ, имеющая один максимум (при ξ_1) и один минимум (при $\xi_2>\xi_1$). К данной работе неоднократно обращались многие исследователи, занимающиеся анализом ЭПЛШ. Так, в работе Л.П. Кубина и Ю. Эстрина [Kubin, Estrin, 1985] рассмотрен случай одноосного нагружения стержня; принимается, что напряжение течения определяется суммой членов, отвечающих за деформационное упрочнение, скоростную чувствительность и разупрочнение за счет возврата, при этом ключевая роль отведена второму члену, вид которого в соответствии с предложением П. Пенинга задан *N*-образной функцией. С использованием метода возмущений получено условие устойчивости стационарного решения при постоянной скорости изменения приложенных напряжений; отмечается, что при таком нагружении прерывистая пластичность реализуется за счет зарождения и движения локализованных полос сдвига (по типу A). Выведены соотношения для скорости движения, ширины полосы сдвига и расстояния между последовательными полосами. Отмечается возможность использования для определения функции $f(\xi)$ модели нижележащего структурно-масштабного уровня, оперирующей плотностями дислокаций, концентрацией примесных атомов и т.д. Качественному анализу физических механизмов, определяющих неустойчивость пластического деформирования различных типов (полосы Чернова – Людерса, ЭПЛШ), посвящена статья [Kubin, Estrin, 1988]; отмечается необходимость рассмотрения процессов кооперативного поведения различных дефектов на нескольких структурно-масштабных уровнях (макро-, мезо- и микроуровне). В [Estrin, Kubin, 1990] на основе модели П. Пенинга подробно анализируются условия возникновения прерывистой пластической деформации.

Аналогичный подход с позиций качественного анализа поведения системы с возникновением неустойчивости применен в [Neelakantan, 1986; Neelakantan, Venkataraman, 1991], где *N*-образная кривая использо-

вана для описания зависимости скорости движения дислокаций от напряжения. Скорость неупругой деформации устанавливается с помощью уравнения Орована. Показано, что в этом случае кривая σ – ε представляет собой немонотонную кривую с примерно одинаковым периодом и величиной скачков. Для приближения к реально наблюдаемым данным авторами предложено внести в зависимость скорости движения дислокаций от напряжения случайных возмущений (в первой из цитируемых статей случайные возмущения вводятся также в зависимость плотности дислокаций от пластической деформации).

В [Fortes, 1984] рассматривается подход к построению одномерной конститутивной модели (КМ), пригодной для описания неоднородных деформаций при одноосном нагружении. В качестве основы использованы определяющие соотношения (ОС) с внутренней (в статье она названа структурной) переменной J и кинетического уравнения для этой переменной:

$$\dot{\varepsilon} = f(\sigma, J, \theta), \qquad \dot{J} = g(\sigma, J, \theta), \tag{1}$$

где ε, σ – одноосные деформация и напряжение, J – внутренняя (структурная) переменная, θ – температура, точка сверху означает полную (материальную) производную по времени, *f*, *g* – функции. Если на (1) смотреть как на КМ материала, то функции *f*, *g* не должны явным образом зависеть от времени и координаты. Однако в статье ставится цель создания модели для описания неоднородного деформирования образца, подвергаемого одноосному нагружению. Для этого предлагается ввести в оба соотношения (1) еще одну независимую переменную – градиент внутренней переменной $\partial J/\partial x$. В этом случае соотношения (1) примут вид:

$$\dot{\varepsilon} = f(\sigma, J, \partial J/\partial x, \theta), \qquad \partial J/\partial t = g(\sigma, J, \partial J/\partial x, \theta). \tag{2}$$

Казалось бы, соотношения (2) тоже можно рассматривать как КМ другого типа – градиентной модели. Однако в градиентных моделях переменные и градиенты переменных полагаются независимыми друг от друга, они могут меняться автономно; иначе говоря, в случае градиентных моделей название «градиент переменной» надо воспринимать условно, только для придания этим новым переменным ясного физического смысла. В рассматриваемой же в настоящей работе модели градиент $\partial J/\partial x$ в действительности рассматривается как градиент переменной J. Далее записаны соотношения для скорости удлинения стержня (как интеграл по длине от скорости деформации) и связь одноосного напряжения с приложенной нагрузкой. В связи с вышесказанным на соотношения (2), дополненные указанными в предыдущем предложении соотношениями, следует смотреть как на модель для описания неоднородного деформирования образца при одноосном нагружении. Далее в качестве внутренней переменной предлагается использовать плотность мобильных дислокаций, через которую с помощью уравнения Орована определяется скорость деформации. Для плотности мобильных дислокаций записано эволюционное уравнение, учитывающее источник образования новых дислокаций и уменьшение плотности мобильных дислокаций за счет деформационного старения. Получено стационарное аналитическое решение этого уравнения, согласно которому возмущение плотности дислокаций распространяется по стержню с постоянной скоростью. Полученное решение автор трактует как распространение полосы Людерса. Исследуется влияние на поведение решения комплексного параметра, включающего характерное время старения и интенсивность источника мобильных дислокаций перед и за фронтом волны.

П.Г. Маккормиком с соавторами была предложена модель [McCormick, 1988; Estrin, McCormick, 1991; McCormick, Ling, 1995], изначально сформулированная в скалярной форме для случая одноосного нагружения; как отмечается в [Rashkeev et al., 2002], структура данной модели подобна классической нелинейной модели [Rice, Ruina, 1983], использованной для исследования устойчивости трения скольжения. Напряжение течения принимается аддитивной величиной, составляющими которой являются решеточное сопротивление, вклад от скорости деформации (может быть знакопеременным) и от концентрации примеси в облаках, окружающих дислокации. Концентрация примесных атомов в облаках окрестностей дислокаций c_d определяется эволюционным уравнением, вывод которого основан на модели Коттрелла – Билби [Cottrell, Bilby, 1949], содержащим в качестве параметров так называемое эффективное время старения t_a, среднюю концентрацию примеси в сплаве c_0, концентрацию насыщения облаков примеси c_s и коэффициент диффузии примесных атомов D:

$$c_d = c_s \left\{ 1 - \exp\left[-\frac{c_0 \left(KDt_a\right)^n}{c_s} \right] \right\}, \tag{3}$$

где K – константа, *n* в модели Коттрелла – Билби полагалось равным 2/3 (отмечается, что лучшие результаты получаются при *n*=1/3). Принимается, что для квазистационарного деформирования эффективное время старения t_a можно приравнять времени задержки (остановки) дислокаций на препятствиях t_w, которое определяется с использованием уравнения Орована ($t_w = (\rho L b)/\xi$, ρ – плотность дислокаций, L – длина свободного пробега дислокаций (расстояние между препятствиями), b – модуль вектора Бюргерса, ξ – скорость деформации). В общем случае, как следует из анализа экспериментальных данных, величина t_a не является постоянной, ее можно определить из следующего приближенного уравнения: $dt_a/dt=(t_w - t_a)/\tau$, где характерное время релаксации τ можно принять равным t_w. Предложено соотношение для скоростного упрочнения $\left(\partial\sigma/\partial\left(\ln\xi|_\varepsilon\right)\right)$

как функции накопленной деформации, скорости деформации, концентрации атомов примеси на дислокациях c_d. Учитывается, что с ростом деформации возрастает концентрация вакансий (принимается степенная зависимость концентрации от деформации), что ведет к увеличению коэффициента диффузии.

Для численной реализации использована стержневая модель, стержень представлен совокупностью секций цилиндрической или конической формы, каждая секция характеризуется размерами (длиной, радиусами в двух сечения) и кривизной меридионального сечения; с использованием геометрических параметров для каждой секции определяется так называемый коэффициент «трехосности» напряженного состояния. Скорость деформирования стержня, определяемая как частное от деления скорости перемещения захвата на начальную длину стержня, приравнивается сумме скорости упругой деформации стержня и осредненной сумме скоростей неупругого деформирования каждой секции. Построенная система уравнений решается с использованием схемы Рунге – Кутты 4-го порядка. Полученные результаты численных экспериментов свидетельствуют о способности предложенной модели воспроизводить характерные для материалов, обнаруживающих эффект Портевена – Ле Шателье, особенности деформирования по различным типам (A, B, D), образование и параметры полос локализации, чувствительность к скорости деформации и температуре.

Модель Кубина – Эстрина – Маккормика (в англоязычной литературе – KEMC-model) [Kubin, Estrin, 1985, 1990; Estrin, Kubin, 1990, 1991; McCormick, 1971, 1972, 1988; McCormick, Estrin, 1989] в сочетании с МКЭ часто используется для анализа ЭПЛШ. В [Wang et al., 2012] ее адекватность показана на примерах анализа деформирования и разрушения образцов с надрезами из марганцовистой углеродистой стали при температурах в интервале реализации деформационного старения. Ссылки на ряд работ, в которых модель KEMC была встроена в конечно-элементную процедуру (включая коммерческие пакеты) для решения задач исследования ЭПЛШ в трехмерной постановке, приведены в [Făciu, 2016]. Модификация модели Кубина – Эстрина – Маккормика, встроенная в определяющее соотношение теории пластического течения и дополненная учетом влияния температуры, представлена в работе [Mansouri et al., 2016]. Модель реализована в пакете ABAQUS (в трехмерной постановке) и применена для анализа деформирования растяжением и простым сдвигом плоских образцов из алюминиевого сплава AA5754-O при температурах от комнатной до 200 °C и скоростях деформации в диапазоне $[1{,}2\cdot10^{-6},\ 1{,}2\cdot10^{-1}]$ $с^{-1}$. В [Mansouri et al., 2020] приведены результаты применения данной модели в сочетании с анизотропным законом пластического течения [Hill, 1948] для анализа процесса глубокой вытяжки листовой заготовки полусферическим пуансоном (тест Эриксена); отмечается возникновение полос сдвига, обусловленных ЭПЛШ. В [Maziere et al., 2021] приведены результаты применения модели KEMC, реализованной в рамках двухмерной конечно-элементной постановки, для исследования прерывистой пластичности образцов из металлокомпозита (сплав Al–Cu, армированный керамическими частицами Al_2O_3 с объемным содержание от 0 до 60 %), подвергнутых одноосному растяжению. В [Guillermin et al., 2023] рассмотрено применение модели Маккормика в сочетании с МКЭ (в двумерной и трехмерной постановках) для анализа поведения образцов и турбинного диска из сверхсплава на никелевой основе Inconel 718. Расчеты и экспериментальные исследования проведены для температуры 500 °C, при которой эффект ПЛШ проявляется в широком диапазоне скоростей деформации – от 10^{-6} до 10^{-1} $с^{-1}$. Значительное внимание уделено анализу влияния жесткости нагружающего устройства, показано, что от нее существенно зависят амплитуда и частота «зубцов» на диаграммах нагружения.

В серии статей [Lebyodkin et al., 1996, 1997, 2000; Lebyodkin, Dunin-Barkowskii, 1998] представлены результаты теоретического и экспериментального исследования ЭПЛШ, полученные на образцах из сплавов Al–Mg, подвергнутых одноосному растяжению в широких диапазонах скоростей деформаций и температур. Проведен детальный статистический анализ величины скачков напряжений для различных типов прерывистой пластичности. Для теоретического анализа предложена стержневая модель, включающая учет упругой податливости нагружающего устройства, зависимость от скоростной чувствительности (в духе работ [Penning, 1972; Kubin, Estrin, 1985]) и пространственное взаимодействие материальных элементов. Для описания последнего использован дискретный аналог определяющего соотношения градиентного типа, предложенного в работах [Zbib, Aifantis, 1988, 1992]. Приведены примеры применения модели, демонстрирующие удовлетворительное качественное соответствие экспериментальным данным. В [Rashkeev et al., 2002] рассмотрено применение модели Маккормика в сочетании с уравнением Гинсбурга – Ландау для анализа пространственно-временной неустойчивости пластического деформирования при одноосном нагружении образцов из алюминиевого сплава (Al–0,4%Mg–0,2%Si). Построены бифуркационные диаграммы в двумерной области параметров (скорость деформации – температура), отмечается реализация неустойчивых режимов как при относительно низких (субкритическая), так и при относительно высоких (сверхкритическая область) скоростях деформации.

В [Krishtal, 1997] на основе анализа имеющихся экспериментальных данных, включая результаты собственных испытаний на одноосное растяжение ряда сплавов Al–Mg, предложена приближенная макрофеноменологическая модель, базирующаяся на рассмотрении прерывистой пластичности как процесса образования и распространения полос сдвига. Показано, что рассматриваемый эффект не обязательно связан с отрицательной скоростной чувствительностью материалов,

прерывистая пластичность может возникать и при снижении скоростной чувствительности, однако остающейся положительной. Используя полученные теоретические и эмпирические данные об аналогичном характере геометрии и кинетике развития полос сдвига при разных видах неустойчивостей (типов A, B и C) автор делает вывод, что прерывистая текучесть характеризует макросвойства материалов независимо от процессов микроуровня. С подобным утверждением едва ли можно согласиться, скорее, подобие поведения образцов из различных материалов обусловлено одинаковыми физическими механизмами, реализующимися на микро- и мезоуровне. При этом представляется недостаточно обоснованным говорить о свойствах материала, опираясь на данные о деформировании макрообразцов (т.е. конструкций), причем – в очень узком классе видов нагружения.

Феноменологическая модель, ориентированная на описание возникновения и распространения полос сдвига при одноосном растяжении образцов, представлена в [Mertens et al., 1997]. В основе модели лежит введение в определение напряжения течения зависимости от скорости деформации, подобной используемой в работах [Penning, 1972; Kubin, Estrin, 1985]. В отличие от указанных работ, в рассматриваемой статье данная зависимость вводится через плотность мобильных дислокаций, скорость изменения которой пропорциональна пластической составляющей скорости деформации. Для идентификации и верификации модели использованы результаты собственных экспериментов авторов, полученные на образцах из алюминиево-магниевого сплава 5052 (деформирование осуществляется при постоянной скорости перемещения захватов).

В работах, базирующихся на макрофеноменологическом подходе, основной причиной возникновения прерывистой пластичности считается возникающая при деформировании отрицательная скоростная чувствительность материала. Однако, как отмечается в [Franklin et al., 2000], при испытаниях (в большинстве случаев на одноосное растяжение), обнаруживающих ЭПЛШ, скоростная чувствительность для всего образца в целом, как правило, сохраняется положительной. При этом зависимость напряжения течения от скорости деформации устанавливается в экспериментах, в которых деформация является однородной по всему образцу, при которой НДС существенно отличается от имеющего место при локализации деформации в случае проявления ЭПЛШ. Авторами предлагается модель для описания одноосного нагружения, в которой вводится понятие нелокальной скорости пластической деформации. Последняя определяется с помощью интегрального оператора (свертки) с колоколообразным ядром, определяющим скорость деформации в пространственно-временной точке осреднением по некоторой ее малой окрестности; предложено соотношение для функции ядра. В качестве основного определяющего соотношения используется закон Гука с учетом жесткости нагружающего устройства. Для определения пластической составляющей скорости деформации применяется уравнение теории пластического течения. Входящие в соотношения материальные параметры предлагается определять из экспериментов. Результаты, полученные с использованием модели, показывают, что она позволяет описать известные из экспериментов особенности деформирования в режиме прерывистой пластичности (в частности – различные характеристики возникновения и движения полос деформации при изменении общей скорости деформирования).

В модели [Hähner et al., 2002; Hähner, Rizzi, 2003; Rizzi, Hähner, 2004], за отправную точку при построении которой взята модель Маккормика, скорость пластической деформации определяется законом аррениусовского типа, т.е. экспоненциальной зависимостью от свободной энтальпии активации (Гиббса), температуры процесса, текущей скоростной чувствительности материала и эффективного напряжения (разности приложенных и внутренних напряжений). Внутренние напряжения ассоциированы с деформационным упрочнением и определяются линейной функцией пластических деформаций. В энтальпию активации вводится дополнительный аддитивный член, отвечающий за деформационное старение. Предложено эволюционное уравнение диффузионно-реакционного типа для описания изменения данной «добавки» в энергию активации. Собственно определяющее соотношение расширяется включением в него члена, описывающего поведение нагружающего устройства. Для случая жесткого нагружения с постоянной скоростью движения траверсы нагружающей машины проведен качественный анализ полученной системы дифференциальных уравнений, для реализации модели использован метод конечных разностей. Показано, что предложенная одномерная и по существу макрофеноменологическая (с учетом физических механизмов) модель качественно удовлетворительно описывает эффект ПЛШ. В [Cai et al., 2010] предложена модификация определения дополнительной энергии (энтальпии) активации, позволяющая одновременно учитывать влияние на деформирование параметров, отвечающих за скорость деформационного упрочнения и процесс старения. Определенные с использованием модифицированной модели зависимости напряжения течения и критической деформации ε_{cr} от скорости деформации и температуры удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными, приведенными в работах [Chihab, Fressengeas, 2003; Roy et al., 2008]. В [Mäkinen et al., 2022] предложено модифицировать модель [Hähner et al., 2002] введением случайного (по нормальному закону) распределения начальных пластических деформаций и локального определения упрочнения в сечениях по длине образца.

В [Graff et al., 2004] рассмотрено применение для описания ЭПЛШ макрофеноменологической теории пластического течения, в которой в соотношение для определения напряжения течения, входящего в условие

пластичности Мизеса, добавлен аддитивный член, пропорциональный концентрации атомов, образовавших облака Коттрелла. Для определения последней принята экспоненциальная зависимость от времени старения, введенная в [Zhang et al., 2001]. Реализация модели осуществлена с помощью метода конечных элементов; проведены расчеты для гладких и надрезанных плоских образцов из сплава Al–Cu и низкоуглеродистой стали. Модель описывает возникновение и распространение полос сдвига; отмечается, что для образцов с острыми надрезами (малым радиусом скругления устья надреза) полоса скольжения, возникшая в окрестности надреза, остается неподвижной. Результаты аналогичных исследований для образцов из алюминиевого сплава 2091 (Al–Li) приведены в [Graff et al., 2005].

В [Lasko et al., 2005] модель [McCormick, 1988; McCormick, Ling, 1995] переформулирована для пространственного случая (обычно используемыми приемами: в теории упругопластического течения одноосные меры напряжений и деформаций заменены на соответствующие тензоры 2-го ранга, использована гипотеза единой кривой). Для реализации модели использован МКЭ (также в 3-мерной постановке). Приведены результаты расчетов характеристик эволюционирующих полос сдвига (ширины, скорости перемещения и т.д.) для случая растяжения плоского образца из Al–Cu при постоянных скоростях деформирования в интервале $[1{,}29 \div 6{,}4] \cdot 10^{-4}$ с$^{-1}$. Исследовано влияние на результаты расчетов разбиения сетки и шага по времени.

Базирующаяся на качественном анализе физических процессов, обусловливающих возникновение прерывистой пластичности, макрофеноменологическая модели предложена в [Chen et al., 2005]. Модель ориентирована на описание одноосного нагружения. Предложено эволюционное уравнение для напряжения течения, включающая члены, ответственные за деформационное и скоростное упрочнение, а также – за изменение за счет деформационного старения. В последнем учитывается конкуренция между упрочнением, обусловленным взаимодействием атомов примеси с дислокациями, и разупрочнением, связанным с отрывом дислокаций от атмосфер. Для численной реализации предложена простая стержневая модель, в которой образец представляется совокупностью однородных элементов, испытывающих одноосное НДС. Для инициации прерывистой пластичности используется возмущение площадей сечения и предела текучести элементов. Результаты расчетов, проведенные для образцов из алюминиевого сплава 2017, демонстрируют качественное соответствие экспериментальным данным.

В статье [Hopperstad et al., 2007] описана макрофеноменологическая упруговязкопластическая модель и полученные с ее помощью результаты исследования деформирования образцов, вырезанных под разными углами (к направлению прокатки) из катаных листов из алюминиевого сплава AA5083-H116. В основу определяющих соотношений положена модель Маккормика [McCormick, 1988], в которой соотношение для определения напряжения течения, наряду с членами, характеризующими деформационное и скоростное упрочнение, аддитивно включает член, описывающий изменение напряжение течения от времени, обусловленное деформационным старением. Использован анизотропный критерий текучести. Для идентификации модели применены опубликованные данные других исследователей. Реализация модели осуществлена с использованием метода конечных элементов (МКЭ) (пакет LS-DYNA). Модель удовлетворительно описывает возникновение прерывистого течения в определенных диапазонах изменения скорости деформации и температуры. Показано, что с увеличением неупругой деформации возрастает шероховатость поверхности образцов. Прерывистая текучесть ведет к снижению критической деформации образования шейки как при одноосном, так и при двухосном растяжении.

К описанной выше работе [Hopperstad et al., 2007] примыкают статьи [Benallal et al., 2008a, b], в которых рассмотрены методика и результаты экспериментального и теоретического исследования эффекта ПЛШ в образцах из алюминиевого сплава AA5083-H116. Для определения скорости распространения и ширины полос сдвига использовались цифровая корреляционная спекл–интерферометрия и инфракрасная термография. Эксперименты проведены на машине кинематического типа при скоростях деформации $3{,}33 \cdot 10^{-3}$ и 10^{-1} с$^{-1}$. Теоретическое исследование осуществлено с применением упруговязкопластической макрофеноменологической теории; для описания эффекта Портевена – Ле Шателье использована модель Маккормика. Анализ образования полос сдвига осуществлен методом возмущения (поля перемещений). Решение краевой задачи проведено с использованием МКЭ в трехмерной реализации (пакет LS-DYNA). Показано, что ширина полос сдвига пропорциональна толщине плоских образцов. Отмечается удовлетворительное соответствие теоретических и экспериментальных результатов.

Результаты применения модели Маккормика [McCormick, 1988] для анализа эффекта ПЛШ в образцах из сплава Al–Mg, композита Al–Mg/Al_2O_3, марганцовистой стали и суперсплава на никелевой основе представлены в [Mazière et al., 2010]. Удовлетворительное соответствие теоретических и экспериментальных результатов позволяет констатировать приемлемость модели для исследования поведения рассматриваемых материалов в используемых диапазонах скоростей деформаций и температур. В работе [Mazière, Dierke, 2012] модель Маккормика в сочетании с тремя различными критериями устойчивости процесса деформирования применена для определения критической деформации начала прерывистой пластичности при одноосном нагружении образцов из алюминиевого сплава AA5754. Для установления критической деформации применена теория возмущений (в линейном приближении); показано, что наиболее соответствующие экспе-

риментальным данным результаты дает критерий экспоненциального роста возмущений.

Анализу прерывистой пластичности с позиций устойчивости процесса пластического деформирования посвящена статья [Van Liempt, Sietsma, 2011]. Для упрощения рассмотрение ограничено случаем одноосного растяжения. Отмечается, что в известных работах Кубина и Эстрина [Kubin, Estrin, 1985, Estrin, Kubin, 1991] критерий устойчивости получен на основе следующей линеаризованной зависимости напряжения течения σ_s от деформации ε и скорости деформации ξ в окрестности точки (ε_0, ξ_0): $\sigma_s(\varepsilon, \xi) = \sigma_s(\varepsilon_0, \xi_0) + H(\varepsilon - \varepsilon_0) + S\ln(\xi/\xi_0)$, где $H = \partial\sigma_s / \partial\varepsilon|_{\xi=\text{const}}$ – модуль деформационного упрочнения, $S = \partial\sigma_s / \partial\ln\xi|_{\varepsilon=\text{const}}$ – модуль скоростного упрочнения. С использованием анализа линейной устойчивости получен следующий критерий:

$$\frac{(H - \sigma_s)}{S}\xi < 0. \qquad (4)$$

С учетом положительности скорости деформации, в предположении $H > \sigma_s$ Кубин и Эстрин сформулировали критерий неустойчивости пластического течения: неустойчивость возможна при отрицательном скоростном упрочнении, $S < 0$.

В рассматриваемой статье [Van Liempt, Sietsma, 2011] полагается, что наряду с «прямой» скоростной чувствительностью материала, определяемой параметром S, имеет место «непрямое» влияние – через зависимость деформационного упрочнения H от скорости деформации. Для отражения этого влияния в рассмотрение вводится еще один параметр материала: $\Psi = \partial H / \partial\ln\xi|_{\varepsilon=\text{const}}$. В этом случае аналогичный анализ линейной устойчивости приводит к следующему критерию устойчивости:

$$\frac{(H - \sigma_s)}{\varepsilon\Psi + S}\xi < 0\,. \qquad (5)$$

С учетом положительности ξ и в предположении $H > \sigma_s$, неустойчивое течение возникает при выполнении условия:

$$\varepsilon\Psi + S < 0\,. \qquad (6)$$

Следует отметить существенное отличие критерия (6) от критерия Кубина и Эстрина: даже при положительной скоростной чувствительности материала ($S>0$) возможно возникновение неустойчивости при $\Psi<0$ и достижении критической деформации $\varepsilon_{cr} = -S/\Psi$. Следует отметить, что экспериментальные данные действительно подтверждают наличие начального монотонного участка кривой σ–ε вплоть до достижения некоторой критической пластической деформации, после чего реализуется прерывистая пластичность.

Анализу поведения образцов из марганцовистой TWIP – стали (Fe18Mn0.6C1.5Al), подвергаемых одноосному растяжению, посвящена статья [Kim et al., 2012]. Для теоретического исследования использована модель Кубина – Эстрина, модифицированная включением в уравнения для плотностей мобильных и иммобильных дислокаций членов, учитывающих влияние двойников и размеров зерна. Для экспериментального анализа применяется электронная микроскопия. Показано, что теоретически определенное напряжение течения хорошо согласуется с экспериментальными данными. При этом наибольший вклад в упрочнение вносят дислокационные взаимодействия и двойникование, деформационное старение не оказывает существенного влияния на напряжение течения.

В работе [Mazière, Forest, 2015] рассмотрены методы и результаты исследования формирования полос Чернова – Людерса, появление которых, следуя [Cottrell, Bilby, 1949], авторы также связывают с эффектами деформационного старения. Анализируется одноосное растяжение плоских образцов. В первой части работы для анализа использована теория пластического течения с критерием текучести Мизеса и немонотонным законом упрочнения. Полагается, что на начальной стадии пластического деформирования материал разупрочняется, что объясняется отрывом дислокаций от облаков примеси (атмосфер Коттрелла); на втором участке имеет место деформационное упрочнение. Для реализации модели использован МКЭ в плоской и объемной постановках с двумя различными сетками (со сторонами или гранями, ортогональными осям образца, и наклонными (на угол 54,74°) к оси растяжения); для линеаризации применен метод Ньютона – Канторовича. Результаты расчетов на разных сетках, как для двумерной, так и трехмерной постановок, демонстрируют осцилляцию решения, существенно зависящую от конечно-элементной сетки. Для устранения указанного артефакта предлагается использовать вариант градиентной теории пластичности. Деформации полагаются малыми, принята гипотеза об аддитивности упругих и пластических составляющих тензора деформации, материал считается изотропным; в отличие от классической теории течения в рассмотрение вводится градиент интенсивности накопленной пластической деформации. Разрешающие уравнения получены с использованием принципа виртуальной мощности; вывод определяющих соотношения осуществлен на основе термодинамического подхода (неравенства Клаузиуса – Дюгема). В предположении независимости параметров задачи от координаты вдоль полосы Чернова – Людерса (что позволило перейти к одномерной задаче), получено аналитическое решения задачи. Полученное аналитическое решение далее использовано для идентификации и верификации модели, реализующей градиентную теорию пластичности в конечно-элементной процедуре. Результаты, полученные с применением последней, не зависят от ко-

нечно-элементной сетки и лишены осцилляций. В [Mazière et al., 2017] рассматриваются результаты применения градиентной модели для анализа формирования полос Чернова – Людерса при простом сдвиге.

В [Făciu, 2016] изложена основанная на модели [McCormick, 1988; McCormick, Ling, 1995] постановка в трехмерной динамической формулировке задачи исследования прерывистого режима упруговязкопластического деформирования при различных способах задания нагружения (кинематического, в напряжениях и смешанного (с учетом конечной жесткости нагружающей системы)). Значительное внимание уделено исследованию устойчивости (в рамках линейной теории) и численной реализации алгоритма решения задачи. Отмечается, что реализация ЭПЛШ соответствует бифуркации Хопфа, на фазовой диаграмме решение отображается предельным циклом.

Феноменологическая дислокационно-ориентированная модель для описания напряжения течения образцов из поликристаллического титана (ГПУ – решетка) предложена в [Song, Voyiadjis, 2020]. Напряжения течения представлены суммой трех составляющих: атермической, «термической» (зависящей явным образом от температуры) и вкладом от деформационного старения. Первая составляющая принимается зависящей от скалярной плотности дислокаций, которая, в свою очередь, выражается через интенсивность накопленных пластических деформаций. «Термическая» составляющая выражается функцией температуры и интенсивности скорости пластической деформации. Для описания третьей составляющей, обусловленной деформационным старением, предлагается использовать вероятностный подход с функцией распределения Вейбулла (температуры, накопленной пластической деформации и ее скорости). Показано удовлетворительное соответствие теоретических результатов и экспериментальных данных, полученных для широких диапазонов скоростей деформации ($10^{-3} \div 8 \cdot 10^{3}$ с$^{-1}$) и температур (77÷1000 К).

Макрофеноменологическая одномерная модель, названная авторами «модальной пластичностью», для описания ЭПЛШ предложена в [Reyne et al., 2020]. Модель основана на соотношениях теории пластического течения, в которую добавлены условия для описания локализации пластической деформации при уменьшающемся напряжении течения, зависящем от скорости деформации, градиента накопленной пластической деформации и характерного размера зоны локализации. Приведено описание процедур идентификации и численной реализации модели для случая одноосного нагружения.

3. Обзоры

Обширный (146 источников) обзор работ (в основном – экспериментальных), посвященных исследованию эффектов, связанных с деформационным старением (появлением «зуба текучести» и ЭПЛШ), в моно- и поликристаллических образцах из различных сплавов представлен в [Brindley, Worthington, 1970]. Приведены данные экспериментов и предлагаемые для описания параметров кривых σ–ε макрофеноменологические соотношения для широкого круга сплавов на основе Cu, Al, Ag, Fe и других; отмечается незначительное количество результатов для сплавов с ГПУ-решеткой. Анализируются зависимости основных параметров, характеризующих рассматриваемые эффекты (ε_{cr}, величина «зуба текучести», режимы проявления ЭПЛШ, величины скачков напряжений), от температуры, скорости деформации, кристаллической решетки, состава сплава, типа твердого раствора (замещения, внедрения), для поликристаллических образцов – размера зерна.

Аналогичный обзор (213 источников) публикаций, посвященных экспериментальным исследованиям влияния деформационного старения на поведение разнообразных сплавов (главным образом сталей), приведен в [Baird, 1971]. Рассматриваются особенности процесса старения в матричных материалах с различными решетками с примесными атомами в твердых растворах внедрения и замещения. Анализируется влияние на изменение физико-механических свойств образцов (напряжение течения, вязкость, предел прочности, усталостную прочность, параметры реализации режима прерывистой пластичности и др.) условий испытаний (температуры, скорости деформации, программы и вида нагружения) и химического состава сплавов.

Обзор работ (147 источников), посвященных исследованиям неустойчивости пластического течения (в том числе прерывистой пластичности) при различных режимах деформирования и являющийся расширенной версией ранее опубликованной статьи авторов [Häner, Zaiser, 1993], приведен в [Zaiser, Hähner, 1997]. Рассмотрены известные критерии устойчивости пластического деформирования для одноосного жесткого и мягкого нагружения. Выделены два основных типа неустойчивости, обусловленные 1) деформационным, 2) скоростным разупрочнением; отмечается, что прерывистая пластичность может быть обусловлена только вторым типом. В качестве основного физического механизма в этом случае, следуя Коттреллу, рассматривается диффузия атомов примеси к временно остановленным на препятствиях дислокациям. Среди других возможных механизмов диффузионной природы, объясняющих возникновение прерывистой пластичности, отмечаются эффекты Сузуки и Снука. Упоминается еще один механизм: чередующиеся процессы перерезания частиц и формирования новых частиц диффузией примесных атомов; прерывистую пластичность в этом случае называют «псевдо-ЭПЛШ». Предложен критерий устойчивости для одноосного нагружения, учитывающий указанные два типа неустойчивости. Рассмотрено описание пластического деформирования на мезоуровне; на основе вероятностного подхода [Hähner, 1996a, b] получены соотношения для флуктуаций внутренних

напряжений и скоростей сдвигов по СС; отмечается, что флуктуации могут приводить к неустойчивости пластического течения на макроуровне.

Отдельный раздел статьи посвящен рассмотрению физических механизмов возникновения неустойчивостей пластического деформирования и микромеханическим моделям для их описания. Применительно к исследованию ЭПЛШ отмечается важность решения вопросов о физической природе взаимодействия атомов примеси с дислокациями на микро- и мезоуровнях, приводящая к макроскопическим проявлениями прерывистой пластичности. Отмечаются некоторые недостатки существующих моделей, к числу которых относятся детерминированное время остановки дислокаций на препятствиях и неучет запаздывания отклика материала на воздействия, связанного со временем, необходимым для диффузии атомов примесей к дислокациям. Для устранения указанных ограничений вводятся дополнительные внутренние переменные (функция распределения для времени задержек дислокаций и время релаксации) и эволюционные уравнения для них [Hähner, 1997]. Рассматривается вопрос о влиянии взаимодействия дислокаций параллельных систем скольжения на функцию распределения времени задержек; приведены оценки (в терминах параметров модели) условий перехода от некоррелированного к коллективному движению дислокаций (самоорганизации). Подробно рассматривается влияние различных флуктуаций на поведение деформируемых моно- и поликристаллов в состоянии, близком к потере устойчивости (при приближении параметра скоростной чувствительности материала к нулю). В разделе, посвященном пространственно-временным проявлениям неустойчивости пластического течения, детально описываются известные режимы (A, B и C) ЭПЛШ. Отмечается, что для учета зависимости от пространственных координат в ряде работ [Zbib, Aifantis, 1988, 1992; Hähner, 1993; и др.] предлагается вводить в ОС градиентное слагаемое. Рассмотрен также вариант возникновения неустойчивости пластического деформирования за счет выделения тепла в узких полосах сдвига. В заключительном разделе статьи обсуждается характер стохастического поведения образцов, демонстрирующих ЭПЛШ; отмечается, что для монокристаллов наблюдается некоррелированное поведение типа белого шума, тогда как для поликристаллов отклик материала может трактоваться как детерминированная хаотическая динамика, управляемая небольшим числом параметров (степеней свободы). Некоторым дополнением к рассматриваемому является обзор, содержащийся в статье [Rizzi, Hähner, 2004].

Описание методов и результатов исследования ЭПЛШ для ряда сплавов, характеристик локализованных полос сдвига, влияния свойств материала и условий испытания на полученные результаты, а также краткое обсуждение механизмов эффекта приведено в обзоре (165 источников) [Yilmaz, 2011a]. Приведены описания условий реализации трех известных типов формирования полос сдвига (A, B, C); указывается, что одновременно реализуется один из указанных типов, сочетание разных типов имеет место в переходных режимах. Отмечается, что образование полос деформации рядом авторов объясняется коллективным движением взаимодействующих дальнодействующими полями напряжений дислокаций. Отдельный раздел статьи посвящен рассмотрению экспериментальных методик исследования ЭПЛШ, классифицированных на группы следующих методов: оптических, термографических, акустической эмиссии, измерения изменений магнитных и электрических полей. Более детальное описание метода, основанного на определении изменения поверхностного электрохимического потенциала, и полученных с его помощью результатов приведено в [Yilmaz, 2011b, 2017]. На основе анализа полученных эмпирических данных отмечается существенное влияние на ЭПЛШ включений жестких частиц (в частности, зон Гинье – Пристона), которые могу уменьшать или даже полностью подавлять прерывистую пластичность. Результаты экспериментов свидетельствуют о значительном влиянии на характеристики прерывистой пластичности масштабного фактора (отношения периметра к площади сечения), формы поперечного сечения образца, шероховатости поверхности (что подчеркивает важную роль поведения материала в приповерхностных областях), вида нагружения («жесткого» (кинематического) или «мягкого» (силового)). Отмечены работы, в которых анализируется влияние на критическую деформацию начала прерывистой пластичности температуры и скорости деформации.

Краткий обзор статей (59 источников), посвященных различным подходам к построению математических моделей для описания ЭПЛШ и вопросам их реализации представлен в [Tamimi et al., 2015]. Рассмотрены в основном модели феноменологического типа, базирующиеся на качественном рассмотрении взаимодействия дислокаций с примесными атомами; подавляющая часть этих публикаций представлена в настоящем обзоре и в ранее опубликованных обзорных статьях авторов [Трусов, Чечулина, 2014, 2017].

Заключение

Постоянно возрастающие требования к качеству металлоизделий, широко используемых в различных областях промышленности, существенно усложняющийся компонентный состав сплавов требует углубленного изучения и описания их поведения. При этом особое внимание требуется уделять явлениям, ведущим к ухудшению прочностных свойств материалов. При обработке методами пластического деформирования при повышенных температурах одной из причин снижения эксплуатационных характеристик изделий из сплавов является прерывистая пластичность. Несмотря на давнюю историю, указанный эффект до настоящего времени остается недостаточно глубоко изученным, по мере

развития методов исследования открываются все новые механизмы, обусловливающие его проявления. В связи с этим не прекращаются исследования указанного эффекта, ежегодно публикуются сотни статей.

В настоящей статье предлагается относительно краткий обзор работ по данной тематике. Рассматриваются публикации, посвященные методам и результатам экспериментальных исследований (в основном – проведенным на макрообразцах), а также рассмотрению моделей для описания прерывистой пластичности (главным образом – макрофеноменологических). Представлено описание и условия реализации основных известных типов формирования полос сдвига (A, B, C). Особое внимание уделяется многообразию механизмов, приводящих к возникновению прерывистой пластичности. Отмечаются особенности и возможности рассмотренных моделей.

Библиографический список

1. Белл Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Ч.1. Малые деформации. – М.: Наука. Гл. ред. физ.- мат. лит., 1984. – 600 с.
2. Григорьев Е.Г. и др. Физическое материаловедение. Т.4. Физические основы прочности. Радиационная физика твердого тела. Компьютерное моделирование / Григорьев Е.Г., Перлович Ю.А., Соловьев Г.И., Удовский А.Л., Якушин В.Л. Под общей ред. Б.А. Калина. – М.: МИФИ, 2008. – 696 с.
3. Поздеев А.А., Трусов П.В., Няшин Ю.И. Большие упругопластические деформации: теория, алгоритмы, приложения. – М.: Наука, 1986. – 232 с.
4. Трусов П.В., Чечулина Е.А. Прерывистая текучесть: физические механизмы, экспериментальные данные, макрофеноменологические модели // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2014. – № 3. – С. 186–232. DOI: 10.15593/perm.mech/2014.3.10
5. Трусов П.В., Чечулина Е.А. Прерывистая текучесть: модели, основанные на физических теориях пластичности // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2017. – № 1. – С. 134–163. DOI: 10.15593/perm.mech/2017.1.09
6. Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967. – 644 с.
7. Ait-Amokhtar H., Boudrahem S., Fressengeas C. Spatio-temporal aspects of jerky flow in Al–Mg alloys, in relation with the Mg content // Scripta Materialia. – 2006. – Vol. 54. – P. 2113–2118. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.03.006
8. Ait-Amokhtar H., Fressengeas C. Crossover from continuous to discontinuous propagation in the Portevin – Le Chatelier effect // Acta Materialia. – 2010. – Vol. 58. – P. 1342–1349. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.10.038
9. Ait-Amokhtar H., Fressengeas C., Bouabdallah K. On the effects of the Mg content on the critical strain for the jerky flow of Al–Mg alloys // Materials Science & Engineering A. – 2015. – Vol. 631. – P. 209–213. DOI: 10.1016/j.msea.2015.02.055
10. de Almeida L.H., Le May I., Emygdio P.R.O. Mechanistic modeling of dynamic strain aging in austenitic stainless steels // Materials Characterization. – 1998. – Vol. 41, is. 4. – P. 137–150. DOI: 10.1016/S1044-5803(98)00031-X
11. Baird J.D. The effects of strain-ageing due to interstitial solutes on the mechanical properties of metals // Metallurgical Reviews. – 1971. – Vol. 16, is. 1. – P. 1–18. DOI: 10.1179/mtlr.1971.16.1.1
12. Beese A.M. et al. Absence of dynamic strain aging in an additively manufactured nickel-base superalloy / A.M. Beese, Z. Wang, A.D. Stoica, D. Ma // Nature Communications. – 2018. – Vol. 9. – P. 2083 (8 p.). DOI: 10.1038/s41467-018-04473-5
13. Benallal A. et al. Effects of strain rate on the characteristics of PLC deformation bands for AA5083-H116 aluminium alloy / A. Benallal, T. Berstad, T. Børvik, O.S. Hopperstad, R. Nogueira de Codes // Philosophical Magazine. – 2008a. – Vol. 88, no. 28–29. – P. 3311–3338. DOI: 10.1080/14786430802468223
14. Benallal A. et al. On the measurement and evaluation of the width of Portevin–Le Chatelier deformation bands with application to AA5083-H116 aluminium alloy / A. Benallal, T. Berstad, T. Børvik, O.S. Hopperstad, R. Nogueira de Codes // IUTAM Symposium on Theoretical, Modelling and Computational Aspects of Inelastic Media, B.D. Reddy (ed.). – Springer Science+Business Media B.V. – 2008b. – P. 329–338.
15. Bharathi M.S. et al. Multifractal burst in the spatio-temporal dynamics of jerky flow / M.S. Bharathi, M. Lebyodkin, G. Ananthakrishna, C. Fressengeas, L.P. Kubin // Phys. Rev. Lett. – 2001. – Vol. 87. – P. 165508. DOI: 10.1103/PhysRevLett.87.165508
16. Bharathi M.S. et al. The hidden order behind jerky flow / M.S. Bharathi, M. Lebyodkin, G. Ananthakrishna, C. Fressengeas, L.P. Kubin // Acta Materialia. – 2002. – Vol. 50. – P. 2813–2824. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00099-X
17. Bhowmik N. et al. Genesis of plasticity-induced serrated metal flow in medium-Mn steel / N. Bhowmik, S. Ghosh, S. Mandal, A. Haldar, P.P. Chattopadhyay // CALPHAD (Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry). – 2022. – Vol. 77. – P. 102425 (12 p.). DOI: 10.1016/j.calphad.2022.102425
18. Brechet Y., Estrin Y. On a pseudo-Portevin – Le Chatelier effect // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1994. – Vol. 31, no. 2. – P. 185–190. DOI: 10.1016/0956-716X(94)90172-4
19. Brechet Y., Estrin Y. On the influence of precipitation on the Portevin – Le Chatelier effect // Acta Metall. Mater. – 1995. – Vol. 43, no. 3. – P. 955–963. DOI: 10.1016/0956-7151(94)00334-E
20. Brechtl J. et al. Towards a greater understanding of serrated flows in an Al containing high-entropy-based alloy / J. Brechtl, S.Y. Chen, X. Xie, Y. Ren, J.W. Qiao, P.K. Liaw, S.J. Zinkle // Int. J. Plasticity. – 2019. – Vol. 115. – P. 71–92. DOI: 10.1016/j.ijplas.2018.11.011
21. Brindley B.J., Worthington P.J. Yield-point phenomena in substitutional alloys // Metallurgical Reviews. – 1970. – Vol. 15, is. 1. – P. 101–114. DOI: 10.1179/mtlr.1970.15.1.101
22. Brüggemann C., Böhlke T., Bertram A. Modelling and simulation of the Portevin-Le Chatelier effect // Micro-macro-interaction in structured media and particle systems. Eds. A. Bertram, J. Tomas. – Springer Berlin Heidelberg. – 2008. – P. 53–61.
23. Cai M.C. et al. Strain rate and temperature effects on the critical strain for Portevin – Le Chatelier effect / M.C. Cai, L.S. Niu, T. Yu, H.J. Shi, X.F. Ma // Materials Science and Engineering A. – 2010. – Vol. 527. – P. 5175–5180. DOI: 10.1016/j.msea.2010.05.001
24. Cai Y. et al. Influence of γ′ precipitateson Portevin – Le Chatelier effect of NI-based superalloys / Y. Cai, C. Tian, S. Fu, G. Han, C. Cui, Q. Zhang // Materials Science & Engineering A. – 2015. – Vol. 638. – P. 314–321. DOI: 10.1016/j.msea.2015.04.033
25. Casarotto L. et al. On nucleation and propagation of PLC bands in an Al–3Mg alloy / L. Casarotto, H. Dierke, R. Tutsch, H. Neuhäuser // Materials Science and Engineering A. – 2009. – Vol. 527. – P. 132–140. DOI: 10.1016/j.msea.2009.07.043
26. Cetlin P.R., Güleç A.Ş., Reed-Hill R.E. Serrated flow in aluminum 6061 alloy // Metal. Trans. – 1973. – Vol. 4. – P. 513–517 (1973). DOI: 10.1007/BF02648704
27. Chand S. et al. Study of microstructure, hardness and aging behaviour of 2014 aluminum alloy / S. Chand, D. Mad-

husudhan, K.B. Sravani, A. Uma, V. Sindhu, S. Padmini Devi, G. Padmava // Int. J. Advances in Mechanical and Civil Engineering. – 2016. – Vol. 3, is. 3. – P. 79–83.

28. Chatterjee A. et al. Investigation of the Dynamic strain aging and mechanical properties in alloy-625 with different microstructures / A. Chatterjee, G. Sharma, R. Tewari, J.K. Chakravartty // Metallurgical and Materials Trans. A. – 2015. – Vol. 46A. – P. 1097–1107. DOI: 10.1007/s11661-014-2717-z

29. Chen W., Chaturvedi M.C. On the mechanism of serrated deformation in aged Inconel 718 // Materials Science and Engineering A. – 1997. – Vol. 229. – P. 163–168. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00005-1

30. Chen Z., Zhang Q., Wu X. Multiscale analysis and numerical modeling of the Portevin – Le Chatelier effect // Int. J. Multiscale Computational Engineering. – 2005. – Vol. 3, no. 2. – P. 227–237. DOI: 10.1615/IntJMultCompEng.v3.i2.70

31. Chibane N., Ait-Amokhtar H. On the Portevin – Le Chatelier instabilities in the industrial Al-2.5%Mg alloy // Proc. 21ème Congrès Français de Mécanique. – 2013. – P. 1–5. http://hdl.handle.net/2042/52385

32. Chibane N., Ait-Amokhtar H., Fressengeas C. On the strain rate dependence of the critical strain for plastic instabilities in Al-Mg alloys // Scripta Materialia. – 2017. – Vol. 130. – P. 252–255. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.11.037

33. Chihab K. et al. The kinetics of the Portevin – Le Chatelier bands in an Al–5at%Mg alloy / K. Chihab, Y. Estrin, L.P. Kubin, J. Vergnol // Scripta Metallurgica. – 1987. – Vol. 21, is. 2. – P. 203–208. DOI: 10.1016/0036-9748(87)90435-2

34. Chihab K., Ait-Amokhtar H., Bouabdellah K. Serrated yielding due to Portevin – Le Chatelier effect in commercial Al-Mg alloys // Ann. Chim. Sci. Mat. – 2002. – Vol. 27. – P. 69–75. DOI:10.1016/S0151-9107(02)85008-5

35. Chihab K., Fressengeas C. Time distribution of stress drops, critical strain and crossover in the dynamics of jerky flow // Materials Science and Engineering A. – 2003. – Vol. 356. – P. 102–107. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00141-2

36. Chmelik F. et al. Mechanisms of serrated flow in aluminium alloys with precipitates investigated by acoustic emission / F. Chmelik, E. Pink, J. Król, J. Balik, J. Pešička, P. Lukáč // Acta mater. – 1998. – Vol. 46, no. 12. – P. 4435–4442. DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00070-6

37. Choudhuri D. et al. Precipitate-dislocation interaction mediated Portevin – Le Chatelier-like effect in a beta-stabilized Ti-Mo-Nb-Al alloy / D. Choudhuri, S.A. Mantri, T. Alama, S. Banerjee, R. Banerjee // Scripta Materialia. – 2016. – Vol. 124. – P. 15–20. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.06.043

38. Coër J. et al. Piobert–Lüders plateau and Portevin–Le Chatelier effect in an Al–Mg alloy in simple shear / J. Coër, P.Y. Manach, H. Laurent, M.C. Oliveira, L.F. Menezes // Mechanics Research Communications. – 2013. – Vol. 48. – P. 1–7. DOI: 10.1016/j.mechrescom.2012.11.008

39. Colas D. et al. Investigation and modeling of the anomalous yield point phenomenon in pure tantalum / D. Colas, E. Finot, S. Flouriot, S. Forest, M. Mazière, T. Paris // Materials Science & Engineering A. – 2014. – Vol. 615. – P. 283–295. DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.028

40. Cottrell A.H., Bilby B.A. Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron // Proc. Phys. Soc. A. – 1949. – Vol. 62. – P. 49–62. DOI: 10.1088/0370-1298/62/1/308

41. Cottrell A.H., Jaswon M.A. Distribution of solute atoms round a slow dislocation // Proc. R. Soc. – 1949. – Vol. 199. – P. 104–114. DOI: 10.1098/rspa.1949.0128

42. Cuddy L.J., Leslie W.C. Some aspects of serrated yielding in substitutional solid solutions of iron // Acta Metallurgica. – 1972. – Vol. 20, is. 10. – P. 1157–1167. DOI: 10.1016/0001-6160(72)90164-2

43. Cui C. et al. Portevin – Le Châtelier effect in wrought Ni-based superalloys: Experiments and mechanisms / C. Cui, R. Zhang, Y. Zhou, X. Sun // J. Materials Science & Technology. – 2020. – Vol. 51. – P. 16–31. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.03.023

44. Curtin W., Olmsted D., Hector L. A predictive mechanism for dynamic strain ageing in aluminium–magnesium alloys // Nature Materials. – 2006. – Vol. 5, no. 11. – P. 875–880. DOI: 10.1038/nmat1765

45. D'Anna G., Nori F. Critical dynamics of burst instabilities in the Portevin-Le Châtelier effect // Phys. Rev. Lett. – 2000. – Vol. 85. – P. 4096. DOI: 10.1103/PhysRevLett.85.4096

46. Darowicki K., Orlikowski J., Zieliński A. Frequency bands selection of the Portevin–Le Chatelier effect // Computational Materials Science. – 2008. – Vol. 43. – P. 366–373. DOI: 10.1016/j.commatsci.2007.12.001

47. Deschamps A., Brechet Y. Influence of predeformation and ageing of an Al–Zn–Mg alloy – II. Modeling of precipitation kinetics and yield stress // Acta mater. – 1999. – Vol. 47, no. 1. – P. 293–305. DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00296-1

48. The influence of precipitation on plastic deformation of Al–Cu–Li alloys / A. Deschamps, B. Decreus, F. De Geuser, T. Dorin, M. Weyland // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61. – P. 4010–4021. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.03.015

49. Dierke H. et al. Portevin – Le Chatelier effect in Al–Mg alloys: Influence of obstacles – experiments and modelling / H. Dierke, F. Krawehl, S. Graff, S. Forest, J. Šachl, H. Neuhäuser // Computational Materials Science. – 2007. – Vol. 39. – P. 106–112. DOI: 10.1016/j.commatsci.2006.03.019

50. Dumbleton M.J. Discontinuous flow in zinc crystals and its relationship to strain ageing // Proc. Phys. Soc. Section B. – 1954. – Vol. 67. – P. 98–104. DOI: 10.1088/0370-1301/67/2/302

51. Estrin Y., Kubin L.P. Collective dislocation behaviour in dilute alloys and the Portevin – Le Chatelier effect // J. Mechanical Behavior of Materials. – 1990. – Vol. 2, no. 3–4. – P. 255–292. DOI: 10.1515/JMBM.1989.2.3-4.255

52. Estrin Y., Kubin L.P. Plastic instabilities: phenomenology and theory // Materials Science and Engineering A. – 1991. – Vol. 137. – P. 125–134. DOI: 10.1016/0921-5093(91)90326-I

53. Estrin Y., Lebyodkin M.A. The influence of dispersion particles on the Portevin–Le Chatelier effect: from average particle characteristics to particle arrangement // Materials Science and Engineering A. – 2004. – Vol. 387–389. – P. 195–198. DOI: 10.1016/j.msea.2004.01.079

54. Estrin Y., McCormick P.G. Modelling the transient flow behaviour of dynamic strain ageing materials // Acta Metallurgica et Materialia. – 1991. – Vol. 39, is. 12. – P. 2977–2983. DOI: 10.1016/0956-7151(91)90030-5

55. Făciu C. Modelling the Portevin-Le Chatelier effect – A study on plastic instabilities and pattern formation / Banabic D. (eds). Multiscale Modelling in Sheet Metal Forming. ESAFORM Bookseries on Material Forming. – Springer, Cham, 2016. – P. 351–403. DOI: 10.1007/978-3-319-44070-5_7

56. Franklin S.V., Mertens F., Marder M. Portevin – Le Chatelier effect // Physical Review E. – 2000. – Vol. 62, is. 6. – P. 8195–8206. DOI: 10.1103/PhysRevE.62.8195

57. Fortes M.A. Constitutive equations for inhomogeneous plastic flow and application to Lüders band propagation // J. Materials Science. – 1984. – Vol. 19. – P. 1496–1504. DOI: 10.1007/BF00563044

58. Graff S. et al. Strain localization phenomena associated with static and dynamic strain ageing in notched specimens: experiments and finite element simulations / S. Graff, S. Forest, J.-L. Strudel, C. Prioul, P. Pilvin, J.-L. Béchade // Materials Sci-

ence and Engineering A. – 2004. – Vol. 387–389. – P. 181–185. DOI: 10.1016/j.msea.2004.02.083

59. Graff S. et al. Finite element simulations of dynamic strain ageing effects at V-notches and crack tips / S. Graff, S. Forest, J.-L. Strudel, C. Prioul, P. Pilvin, J.-L. Béchade // Scripta Materialia. – 2005. – Vol. 52. – P. 1181–1186. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.02.007

60. Graff S. et al. Finite element simulations of the Portevin-Le Chatelier effect in metal-matrix composites / S. Graff, H. Dierke, S. Forest, H. Neuhäuser, J.-L. Strudel // Philosophical Magazine. – 2008. – Vol. 88, is. 28–29. – P. 3389–3414. DOI: 10.1080/14786430802108472

61. Guillermin N. et al. Experimental and numerical analysis of the Portevin – Le Chatelier effect in a nickel-base superalloy for turbine disks application / N. Guillermin, J. Besson, A. Köster, L. Lacourt, M. Mazière, H. Chalons, S. Forest // Int. J. Solids and Structures. – 2023. – Vol. 264. – P. 112076 (19 p.). DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2022.112076

62. Gupta A.K. et al. Prediction of flow stress in dynamic strain aging regime of austenitic stainless steel 316 using artificial neural network / A.K. Gupta, S.K. Singh, S. Reddy, G. Hariharan // Materials and Design. – 2012. – Vol. 35. – P. 589–595. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.09.060

63. Gupta A.K. et al. Development of constitutive models for dynamic strain aging regime in austenitic stainless steel 304 / A.K. Gupta, H.N. Krishnamurthy, Y. Singh, K.M. Prasad, S.K. Singh // Materials and Design. – 2013. – Vol. 45. – P. 616–627. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.09.041

64. Hähner P. Modelling of propagative plastic instabilities // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1993. – Vol. 29, is. 9. – P. 1171–1176. DOI: 10.1016/0956-716X(93)90104-Z

65. Hähner P. On the foundations of stochastic dislocation dynamics // Appl. Phys. A. – 1996a. – Vol. 62, is. 5. – P. 473–481. DOI: 10.1007/BF01567120

66. Hähner P. On the physics of the Portevin-Le Châtelier effect. Part 1: The statistics of dynamic strain ageing // Materials Science and Engineering A. – 1996b. – Vol. 207. – P. 208–215. DOI: 10.1016/0921-5093(95)10033-4

67. Hähner P. On the critical conditions of the Portevin – Le Chatelier effect // Acta mater. – 1997. – Vol. 45, no. 9. – P. 3695–3707. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00066-9

68. Hähner P., Rizzi E. On the kinematics of Portevin – Le Chatelier bands: theoretical and numerical modelling // Acta Materialia. – 2003. – Vol. 51. – P. 3385–3397. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00122-8

69. Häner P., Zaiser M. Propagative modes of plastic deformation // J. de Physique IV (Proceedings). – 1993. – Vol. 03 (C7). – P. 1995–2004. DOI: 10.1051/jp4:19937319

70. Hähner P., Zaiser M. From mesoscopic heterogeneity of slip to macroscopic fluctuations of stress and strain // Acta mater. – 1997. – Vol. 45, no. 3. – P. 1067–1075. DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00227-3

71. Hähner P. et al. Spatiotemporal analysis of Portevin – Le Châtelier deformation bands: Theory, simulation, and experiment / P. Hähner, A. Ziegenbein, E. Rizzi, H. Neuhäuser // Physical Review B. – 2002. – Vol. 65. – P. 134109 (20 p.). DOI: 10.1103/PhysRevB.65.134109

72. Halim H., Wilkinson D.S., Niewczas M. The Portevin – Le Chatelier (PLC) effect and shear band formation in an AA5754 alloy // Acta Materialia. –2007. – Vol. 55. – P. 4151–4160. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.03.007

73. Härtel M. et al. On the PLC effect in a particle reinforced AA2017 alloy / M. Härtel, C. Illgen, P. Frint, M.F.-X. Wagner // Metals. – 2018. – Vol. 8, no. 2. – P. 1–13. DOI: 10.3390/met8020088

74. Hill R. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic materials // Proc. Royal Soc. London. – 1948. – A193. – P. 281–297. DOI: 10.1098/rspa.1948.0045

75. Hopperstad O.S. et al. A numerical study on the influence of the Portevin – Le Chatelier effect on necking in an aluminium alloy / O.S. Hopperstad, T. Børvik, T. Berstad, O.-G. Lademo, A. Benallal // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. – 2007. – Vol. 15. – P. 747–772. DOI: 10.1088/0965-0393/15/7/004

76. Horváth G., Chinh N.Q., Lendvai J. Solute concentration dependence of strength and plastic instabilities in Al-Mg alloys // J. Mater. Res. – 2005. –Vol. 20, no. 2. – P. 331–337. DOI: 10.1557/JMR.2005.0040

77. Horváth G. et al. Plastic instabilities and dislocation densities during plastic deformation in Al–Mg alloys / G. Horváth, N.Q. Chinh, J. Gubicza, J. Lendvai // Materials Science and Engineering A. – 2007. – Vol. 445–446 – P. 186–192. DOI: 10.1016/j.msea.2006.09.019

78. Hrutkay K., Kaoumi D. Tensile deformation behavior of a nickel based superalloy at different temperatures // Materials Science and Engineering A. – 2014. – Vol. 599. – P. 196–203. DOI: 10.1016/j.msea.2014.01.056

79. Hua L. et al. Characterization of strain rate sensitivity of 7075 aluminum alloy at different solution temperatures by novel kinetic models / L. Hua, P. Zhou, Y. Song, Q. Sun // Materials Science & Engineering B. – 2022. – Vol. 282. – P. 115751 (16 p.). DOI: 10.1016/j.mseb.2022.115751

80. Hwang S. et al. Mesoscopic nature of serration behavior in high-Mn austenitic steel / S. Hwang, M.-h. Park, Y. Bai, A. Shibata, W. Mao, H. Adachi, M. Sato, N. Tsuji // Acta Materialia. – 2021. – Vol. 205. – P. 116543 (12 p.). DOI: 10.1016/j.actamat.2020.116543

81. Ilić N. et al. Serrated yielding in Al-Li base alloys / N. Ilić, Dj. Drobnjak, V. Radmilović, M.T. Jovanović, D. Marković // Scripta Materialia. – 1996. – Vol. 34, no. 7. – P. 1123–1130. DOI: 10.1016/1359-6462(95)00627-3

82. Jiang H. et al. Three types of Portevin – Le Chatelier effects: Experiment and modelling / H. Jiang, Q. Zhang, X. Chen, Z. Chen, Z. Jiang, X. Wu, J. Fan // Acta Materialia. – 2007. – Vol. 55, no. 7. – P. 2219–2228. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.10.029

83. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics. – The Hague, The Netherlands, 1983. – Vol. 21. – P. 541–547.

84. Kappacher J. et al. How grain boundary characteristics influence plasticity close to and above the critical temperature of ultra-fine grained bcc Ta2.5W / J. Kappacher, O. Renk, D. Kiener, H. Clemens, V. Maier-Kiener // Acta Materialia. – 2021. – Vol. 216. – P. 117110 (11 p.). DOI: 1016/j.actamat.2021.117110

85. Kim J. et al. Constitutive modeling of the tensile behavior of Al-TWIP steel / J. Kim, Y. Estrin, H. Beladi, I. Timokhina, K.-G. Chin, S.-K.Kim, B.C. de Cooman // Metallurgical and Materials Trans. A. – 2012. – Vol. 43A. – P. 479–490. DOI: 10.1007/s11661-011-0898-2

86. Klose F.B. et al. Analysis of Portevin-Le Chatelier serrations of type B in Al–Mg / F.B. Klose, A. Ziegenbein, F. Hagemann, H. Neuhäuser, P. Hähner, M. Abbadi, A. Zeghloul // Materials Science and Engineering A. – 2004a. – Vol. 369. – P. 76–81. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.292

87. Klose F.B. et al. Plastic instabilities with propagating deformation bands in Cu–Al alloys / F.B. Klose, J. Weidenmüller, A. Ziegenbein, P. Hähner, H. Neuhäuser // Philosophical Magazine. – 2004b. – Vol. 84, no. 3-5. – P. 467–480. DOI: 10.1080/14786430310001610320

88. Korbel A. The structural aspect of the Portevin – Le Chatelier effect in alpha brass // Scripta Metallurgica. – 1974. – Vol. 8. – P. 609–612. DOI: 10.1016/0036-9748(74)90004-0

89. Korbel A., Dybiec H. The problem of the negative strain-rate sensitivity of metals under the Portevin – Le Chatelier deformation conditions // Acta Metallurgica. – 1981. – Vol. 29. – P. 89–93. DOI: 10.1016/0001-6160(81)90089-4

90. Krishtal M.M. Strain rate sensitivity and strain macrolocalization in serrated yielding of Ai-Mg alloys // Metal

Science and Heat Treatment. – 1997. – Vol. 39, no. 9–10. – P. 390–395. DOI: 10.1007/BF02469063

91. Kubin L.P., Estrin Y. The Portevin – Le Chatelier effect in deformation with constant stress rate // Acta Metall. – 1985. – Vol. 33. – P. 397–407. DOI: 10.1016/B978-0-08-031642-0.50062-3

92. Kubin L.P., Estrin Y. Strain nonuniformities and plastic instabilities // Revue Phys. Appl. – 1988. – Vol. 23. – P. 573–583. DOI: 10.1051/rphysap: 01988002304057300

93. Kubin L.P., Estrin Y. Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin – Le Chatelier effect // Acta Metall. Mater. – 1990. – Vol. 38, no. 5. – P. 697–708. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90021-8

94. Kumar S. Inverse behaviour of the onset strain of serrated flow // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1995. – Vol. 33, no. 1. – P. 81–84. DOI: 10.1016/0956-716X(95)00099-H

95. Lakshmi A.A. et al. Prediction of mechanical properties of ASS 304 in superplastic region using artificial neural networks / A.A. Lakshmi, Ch.S. Rao, M. Srikanth, K.Faisal, K. Fayaz, Dr. Puspalatha, S.K. Singh // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5, is. 2. – P. 3704–3712. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.11.622

96. Lasko G., Hähner P., Schmauder S. Finite element simulation of the Portevin – Le Chatelier effect // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. – 2005. – Vol. 13. – P. 645–656. DOI: 10.1088/0965-0393/13/5/001

97. Lebyodkin M. et al. Statistical behaviour and strain localization patterns in the Portevin–Le Chatelier effect / M. Lebyodkin, Y. Brechetz, Y. Estrin, L. Kubin // Acta mater. – 1996. – Vol. 44, no. 11. – P. 4531–4541. DOI: 10.1016/1359-6454(96)00076-6

98. Lebyodkin M. et al. Kinetics and statistics of jerky flow: experiments and computer simulations / M. Lebyodkin, L. Dunin-Barkovskii, Y. Bréhet, L. Kubin, Y. Estrin // Materials Science and Engineering A. – 1997. – Vol. 234–236. – P. 115–118. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00179-2

99. Lebyodkin M.A., Dunin-Barkowskii L.R. Critical behavior and mechanism of strain correlations under conditions of unstable plastic flow // J. Experimental and theoretical physics – 1998. – Vol. 86, no. 5. – P. 993–1000. DOI: 10.1134/1.558571

100. Lebyodkin M. et al. Spatio-temporal dynamics of the Portevin – Le Chatelier effect: experiment and modelling / M. Lebyodkin, L. Dunin-Barkowskii, Y. Bréchet, Y. Estrin, L.P. Kubin // Acta mater. – 2000. – Vol. 48, is. 10. – P. 2529–2541. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00067-7

101. Lebyodkin M. et al. On the similarity of plastic flow processes during smooth and jerky flow: Statistical analysis / M.A. Lebyodkin, N.P. Kobelev, Y. Bougherira, D. Entemeyer, C. Fressengeas, V.S. Gornakov, T.A. Lebedkina, I.V. Shashkov // Acta Materialia. – 2012. – Vol. 60. – P. 3729–3740. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.03.026

102. Lebyodkin M. et al. Role of superposition of dislocation avalanches in the statistics of acoustic emission during plastic deformation / M.A. Lebyodkin, I.V. Shashkov, T.A. Lebedkina, K. Mathis, P. Dobron, F. Chmelik // Physical Review E. – 2013. – Vol. 88. – P. 042402 (8 p.). DOI: 10.1103/PhysRevE.88.042402

103. Lee S.-Y. et al. Serrated flow accompanied with dynamic type transition of the Portevin – Le Chatelier effect in austenitic stainless steel / S.-Y. Lee, S. Chettri, R. Sarmah, C. Takushima, J.-i. Hamada, N. Nakada // J. Materials Science & Technology. – 2023. – Vol. 133. – P. 154–164. DOI: 10.1016/j.jmst.2022.06.020

104. Legros M. et al.Observation of giant diffusivity along dislocation cores / M. Legros, G. Dehm, E. Arzt, T.J. Balk // Science. – 2008. – Vol. 319, is. 5870. – P. 1646–1649. DOI: 10.1126/science.1151771

105. Li P. et al. Neural network prediction of flow stress of Ti–15–3 alloy under hot compression / P. Li, K. Xue, Y. Lu, J. Tan // J. Materials Processing Technology. – 2004. – Vol. 148, is. 2. – P. 235–238. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2003.07.013

106. Li X. et al. Electroplasticity mechanism study based on dislocation behavior of Al6061 in tensile process / X. Li, Z. Xu, P. Guo, L. Peng, X. Lai // J. Alloys and Compounds. – 2022. – Vol. 910. – P. 164890 (13 p.). DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.164890

107. Van Liempt P., Sietsma J. A revised criterion for the Portevin – Le Châtelier effect based on the strain-rate sensitivity of the work-hardening rate // Metallurgical and Materials Trans. A. – 2011. – Vol. 42A. – P. 4008–4014. DOI: 10.1007/s11661-011-0850-5

108. Lin Y.C. et al. Effects of initial microstructures on serrated flow features and fracture mechanisms of a nickel-based superalloy / Y.C. Lin, H. Yang, Y. Xin, C.-Z. Li // Materials Characterization. – 2018. – Vol. 144. – P. 9–21. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.06.029

109. Ling C.P., McCormick P.G. The effect of temperature on strain rate sensitivity in an Al–Mg–Si alloy // Acta Metallurgica et Materialia. – 1993. – Vol. 41(11). – P. 3127–3131. DOI:10.1016/0956-7151(93)90042-Q

110. Louat N. On the theory of the Portevin – Le Chatelier effect // Scripta Metallurgica. – 1981. – Vol.15, no. 11. – P. 1167–1170. DOI: 10.1016/0036-9748(81)90290-8

111. Louche H., Vacher P., Arrieux R. Thermal observations associated with the Portevin – Le Châtelier effect in an Al–Mg alloy // Materials Science and Engineering A. – 2005. – Vol. 404. – P. 188–196. DOI: 10.1016/j.msea.2005.05.058

112. Lukáč P., Balik J., Chmelik F. Physical aspects of plastic instabilities // Materials Science and Engineering A. – 1997. – Vol. 234–236. – P. 45–51. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00178-0

113. Mäkinen T. et al. Portevin – Le Chatelier effect: modeling the deformation bands and stress-strain curves / T. Mäkinen, M. Ovaska, L. Laurson, M.J. Alava // Materials Theory. – 2022. – Vol. 6. – P. 15 (12 p.). DOI: 10.1186/s41313-022-00044-w

114. Manach P.Y. et al. Kinematics of Portevin – Le Chatelier bands in simple shear / P.Y. Manach, S. Thuillier, J.W. Yoon, J. Coër, H. Laurent // Int. J. Plasticity. – 2014. – Vol. 58. – P. 66–83. DOI: 10.1016/j.ijplas.2014.02.005

115. Mansouri L.Z., Thuillier S., Manach P.Y. Thermomechanical modeling of Portevin – Le Châtelier instabilities under various loading paths // Int. J. Mechanical Sciences. – 2016. – Vol. 115–116. – P. 676–688. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2016.08.001

116. Mansouri L.Z. et al. Investigation of Portevin – Le Châtelier effect during Erichsen test / L.Z. Mansouri, J. Coër, S. Thuillier, H. Laurent, P.Y. Manach // Int. J. Mater. Form. – 2020. – Vol. 13. – P. 687–697. DOI: 10.1007/s12289-019-01511-5

117. Mazière M., Dierke H. Investigations on the Portevin – Le Chatelier critical strain in an aluminum alloy // Computational Materials Science. – 2012. – Vol. 52. – P. 68–72. DOI: 10.1016/j.commatsci.2011.05.039

118. Mazière M. et al. Numerical simulation of the Portevin – Le Chatelier effect in various material and at different scales / M. Mazière, S. Forest, J. Besson, H. Wang, C. Berdin // Materials Science Forum. – 2010. – Vol. 638–642. – P. 2670–2675. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.2670

119. Mazière M., Forest S. Strain gradient plasticity modeling and finite element simulation of Lüders band formation and propagation // Continuum Mech. Thermodyn. – 2015. – Vol. 27. – P. 83–104. DOI: 10.1007/s00161-013-0331-8

120. Mazière M. et al. Experimental and numerical analysis of the Lüders phenomenon in simple shear / M. Mazière, C. Luis, A. Marais, S. Forest, M. Gaspérini // Int. J. Solids and Structures. – 2017. – Vol. 106–107. – P. 305–314. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2016.07.026

121. Maziere M., Mortensen A., Forest S. Finite element simulation of the Portevin – Le Chatelier effect in highly reinforced

metal matrix composites // Philosophical Magazine. – 2021. – Vol. 101. – P. 1471–1489 DOI: 10.1080/14786435.2021.1919331

122. McCormick P.G. The Portevin – Le Chatelier effect in an Al-Mg-Si alloy // Acta Metallurgica. – 1971. – Vol. 19. – P. 463–471. DOI: 10.1016/0001-6160(71)90170-2

123. McCormick P.G. A model for the Portevin – Le Chatelier effect in substitutional alloys // Acta Metallurgica. – 1972. – Vol. 20, is. 3. – P. 351–354. DOI: 10.1016/0001-6160(72)90028-4

124. McCormick P.G. Theory of flow localization due to dynamic strain ageing // Acta Metallurgica. – 1988 – Vol. 36, is. 12. – P. 3061–3067. DOI: 10.1016/0001-6160(88) 90043-0

125. McCormick P.G., Estrin Y. Transient flow behaviour associated with dynamic strain ageing // Scripta Metallurgica. – 1989. – Vol. 23. – P. 1231–1234. DOI: 10.1016/0036-9748(89)90332-3

126. McCormick P.G., Ling C.P. Numerical modelling of the Portevin – Le Chatelier effect // Acta Metallurgica et Materialia. – 1995. – Vol. 43, is. 5. – P. 1969–1977. DOI: 10.1016/0956-7151(94)00390-4

127. Mehenni M., Ait-Amokhtar H., Fressengeas C. Spatio-temporal correlations in the Portevin-Le Chatelier band dynamics during the type B – type C transition // Materials Science & Engineering A. – 2019. – Vol. 756. – P. 313–318. DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.036

128. Mertens F., Franklin S.V., Marder M. Dynamics of plastic deformation fronts in an aluminum alloy // Physical Review Letters. – 1997. – Vol. 78, no. 23. – P. 4502–4505. DOI: 10.1103/PhysRevLett.78.4502

129. Mogucheva A., Yuzbekova D., Borisova Yu. Alloying dependence of Portevin – Le Chatelier effect in Al-Mg alloys // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2051. – P. 020201 (4 p.). DOI: 10.1063/1.5083444

130. Mola J. et al. Dynamic strain aging mechanisms in a metastable austenitic stainless steel / J. Mola, G. Luan, Q.Huang, C. Ullrich, O.Volkova, Y. Estrin // Acta Materialia. – 2021. – Vol. 212. – P. 116888 (11 p.) DOI: 10.1016/j.actamat.2021.116888

131. Monteiro S.N. et al. Relevance of dynamic strain aging under quasi-static tension on AISI 304 stainless steel / S.N. Monteiro, A.C.Pereira, F. de Oliveira Braga, E. de Sousa Lima, C.L. Ferreira // Materials Research. – 2017. – Vol. 20, suppl. 2. – P. 421–425. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2016-0910

132. Mulford R.A., Kocks U.F. New observations on the mechanisms of dynamic strain aging and of jerky flow // Acta Metallurgica. – 1979. – Vol. 27, is. 7. – P. 1125–1134. DOI: 10.1016/0001-6160(79)90130-5

133. Nagesha A. et al. Dynamic strain ageing in Inconel® Alloy 783 under tension and low cycle fatigue / A. Nagesha, S. Goyal, M. Nandagopal, P. Parameswaran, R. Sandhya, M.D. Mathew, S.K. Mannan // Materials Science and Engineering A. – 2012. – Vol. 546. – P. 34–39. DOI: 10.1016/j.msea.2012.03.018

134. Nam J.-H. et al. The mechanism of dynamic strain aging for type A serrations in tensile curves of a medium-Mn steel / J.-H. Nam, S.-K. Oh, M.-h. Park, Y.-K. Lee // Acta Materialia. – 2021. – Vol. 206. – P. 116613 (10 p.). DOI: 10.1016/j.actamat.2020.116613

135. Neelakantan K. Computer simulation of serrated yielding // Bull. Mater. Sci. – 1986. – Vol. 8, no. 2. – P. 209–216. DOI: 10.1007/BF02744185

136. Neelakantan K., Venkataraman G. Simulation of serrated yielding with noise effects included // Bull. Mater. Sci. – 1991. – Vol. 14, no. 6. – P. 1279–1307. DOI: 10.1007/BF02823236

137. Oh S.-K. et al. The mechanism of dynamic strain aging for type A serrations in tensile flow curves of Fe-18Mn-0.55C (wt.%) twinning-induced plasticity steel / S.-K. Oh, M.E. Kilic, J.-B. Seol, J.-S. Hong, A. Soon, Y.-K. Lee // Acta Materialia. – 2020. – Vol. 188. – P. 366–375. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.02.020

138. Olejarczyk-Wożeńska I., Mrzygłód B., Hojny M. Modelling the high-temperature deformation characteristics of S355 steel using artificial neural networks // Archiv. Civ. Mech. Eng. – 2023. – Vol. 23. – P. 1 (11 p.). DOI: 10.1007/s43452-022-00538-x

139. Pawelek A. On the thermodynamic criterion for the unstable motion of a source generated dislocation group // Phys. Stat. Sol. A. – 1984. – Vol. 86. – P. 27–30. DOI: 10.1002/pssa.2210860159

140. Penning P. Mathematics of the Portevin – Le Chatelier effect // Acta Metallurgica. – 1972. – Vol. 20, is. 10. – P. 1169–1175. DOI: 10.1016/0001-6160(72)90165-4

141. Picu R.C. A mechanism for the negative strain-rate sensitivity of dilute solid solutions // Acta Materialia. – 2004. – Vol. 52. – P. 3447–3458. DOI: 10.1016/j.actamat.2004.03.042

142. Picu R.C., Zhang D. Atomistic study of pipe diffusion in Al–Mg alloys // Acta Materialia. – 2004. – Vol. 52. – P. 161–171. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.09.002

143. Picu R.C. et al. Strain rate sensitivity of the commercial aluminum alloy AA5182-O / R.C. Picu, G. Vincze, F. Ozturk, J.J. Gracio, F. Barlat, A.M. Maniatty // Materials Science and Engineering A. – 2005. – Vol. 390, is. 1–2. – P. 334–343. DOI: 10.1016/j.msea.2004.08.029

144. Pink E., Grinberg A. Stress drops in serrated flow curves of Al5Mg // Acta metall. – 1982. – Vol. 30. – P. 2153–2160. DOI: 10.1016/0001-6160(82)90136-5

145. Pink E., Kumar S., Tian B. Serrated flow of aluminium alloys influenced by precipitates // Materials Science and Engineering A. – 2000. – Vol. 280. – P. 17–24. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00650-4

146. Portevin A., Le Chatelier F. Sur un phénomène observé lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation // Compt. Rend. Acad. Sci. Paris. – 1923. – Vol. 176. – P. 507–510.

147. Ranc N., Wagner D. Some aspects of Portevin – Le Châtelier plastic instabilities investigated by infrared pyrometry // Materials Science and Engineering A. – 2005. – Vol. 394. – P. 87–95. DOI: 10.1016/j.msea.2004. 11.042

148. Ranc N., Wagner D. Experimental study by pyrometry of Portevin – Le Châtelier plastic instabilities – Type A to type B transition // Materials Science and Engineering A. – 2008. – Vol. 474. – P. 188–196. DOI: 10.1016/j.msea.2007.04.012

149. Ranc N. et al. Experimental studies of Portevin – Le Chatelier plastic instabilities in carbon-manganese steels by infrared pyrometry / N. Ranc, W. Dub, I. Ranc, D. Wagner // Materials Science & Engineering A. – 2016. – Vol. 663. – P. 166–173. DOI: 10.1016/j.msea.2016.03.096

150. Rashkeev S.N., Glazov M.V., Barlat F. Strain-rate sensitivity limit diagrams and plastic instabilities in a 6xxx series aluminum alloy. Part I: Analysis of temporal stress–strain serrations // Computational Materials Science. – 2002. – Vol. 24. – P. 295–309. DOI: 10.1016/S0927-0256(01)00252-X

151. Ren S.C. et al. Portevin – Le Chatelier effect triggered by complex loading paths in an Al-Cu aluminium alloy / S.C. Ren, T.F. Morgeneyer, M. Mazière, S. Forest, G. Rousselier // Philosophical Magazine. – 2018. – Vol. 99, is. 6. – P. 659–678. DOI: 10.1080/14786435. 2018.1550296

152. Reyne B., Manach P.-Y., Moës N. Macroscopic consequences of Piobert–Lüders and Portevin–Le Chatelier bands during tensile deformation in Al–Mg alloys // Materials Science & Engineering A. – 2019. – Vol. 746. – P. 187–196. DOI: 10.1016/j.msea.2019.01.009

153. Reyne B., Moës N., Manach P.-Y. A persistent modal plastic model for instabilities in Al–Mg alloys with 1D application // Int. J. Plasticity. – 2020. – Vol. 131. – P. 102713 (17 p.). DOI: 10.1016/j.ijplas.2020.102713

154. Rice J.R., Ruina A.L. Stability of steady frictional slipping // J. Applied Mechanics. – 1983. – Vol. 50. – P. 343–349. DOI: 10.1115/1.3167042

155. Rizzi E., Hähner P. On the Portevin–Le Chatelier effect: theoretical modeling and numerical results // Int. J. Plasticity. – 2004. – Vol. 20. – P. 121–165. DOI: 10.1016/S0749-6419(03)00035-4

156. Rodriguez P. Serrated plastic flow // Bull. Mater. Sci. – 1984. – Vol. 6, no. 4. – P. 653–663. DOI:10.1007/BF02743993

157. Rosen A., Bodner S.R. The influence of strain rate and strain ageing on the flow stress of commercially-pure aluminium // J. Mech. Phys. Solids. – 1967. – Vol. 15, no. 1. – P. 47–62. DOI: 10.1016/0022-5096(67)90005-1

158. Rowlands B.S., Rae C., Galindo-Nava E. The Portevin – Le Chatelier effect in nickel-base superalloys: Origins, consequences and comparison to strain ageing in other alloy systems // Progress in Materials Science. – 2023. – Vol. 132. – P. 101038 (66 p.). DOI: 10.1016/j.pmatsci.2022.101038

159. Roy A.K., Pal J., Mukhopadhyay C. Dynamic strain ageing of an austenitic superalloy – Temperature and strain rate effects // Materials Science and Engineering A. – 2008. – Vol. 474. – P. 363–370. DOI: 10.1016/j.msea.2007.05.056

160. Russell B. Repeated yielding in tin bronze alloys // Phil. Mag. J. Theor. Exp. Appl. Phys. Ser. 8. – 1963. – Vol. 88. – P. 615–630. DOI: 10.1080/14786436308211160

161. Sarkar A., Barat P., Mukherjee P. Investigation of Portevin – Le Chatelier effect in Al-2.5 pct Mg alloy with different microstructure // Metallurgical and Materials Trans. A. – 2013. – Vol. 44A. – P. 2604–2012. DOI: 10.1007/s11661-013-1630-1

162. Scavino G. et al. Plastic localization phenomena in a Mn-alloyed austenitic steel / G. Scavino, F. D'Aiuto, P. Matteis, P. Russo Spena, D. Firrao // Metallurgical and Materials Trans. A. – 2010. – Vol. 41A. – P. 1493–1501. DOI: 10.1007/s11661-010-0191-9

163. Scavino G. et al. Portevin – Le Chatelier effects in a high-Mn austenitic steel / G. Scavino, C. Di Salvo, P. Matteis, R. Sesana, D. Firrao // Metallurgical and Materials Trans. A. – 2013. – Vol. 44, no. 2. – P. 787–792. DOI:10.1007/s11661-012-1445-5

164. Schwab R., Ruff V. On the nature of the yield point phenomenon // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61. – P. 1798–1808. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.12.003

165. Schwink Ch., Nortmann A. The present experimental knowledge of dynamic strain ageing in binary f.c.c. solid solutions // Materials Science and Engineering A. – 1997. – Vol. 234–236. – P. 1–7. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00139-1

166. Sheikh H. Investigation into characteristics of Portevin – Le Chatelier effect of an Al-Mg alloy // J. Materials Engineering and Performance. – 2010. – Vol. 19(9). – P. 1264–1267. DOI: 10.1007/s11665-010-9634-0

167. Shen Y.Z., Oh K.H., Lee D.N. Serrated flow behavior in 2090 Al–Li alloy influenced by texture and microstructure // Materials Science and Engineering A. – 2006. – Vol. 435–436. – P. 343–354. DOI: 10.1016/j.msea.2006.07.058

168. Shibkov A.A. et al. Nucleation and multiplication of Savart–Masson bands in an 5456 alloy / A.A. Shibkov, A.E. Zolotov, D.V. Mikhlik, M.A. Zheltov, A.V. Shuklinov // Russian Metallurgy (Metally). – 2010. – No. 10. – P. 874–880. DOI: 10.1134/S0036029510100058

169. Shibkov A.A. et al. Morphological diagram of Savart–Masson bands of macrolocalized deformation / A.A. Shibkov, A.E. Zolotov, M.A. Zheltov, A.A. Denisov // Crystallography Reports. – 2012. – Vol. 57, no. 1. – P. 105–111. DOI: 10.1134/S1063774511030308

170. Shukla A.K. et al. The serrated flow and recrystallization in dispersion hardened Cu–Cr–Nb alloy during hot deformation / A.K. Shukla, S.V.S.Narayana Murty, S.C. Sharma, K. Mondal // Materials Science & Engineering A. – 2016. – Vol. 673. – P. 135–140. DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.014

171. Sleeswyk A.W. Slow strain-hardening of ingot iron // Acta Metallurgica. – 1958. – Vol. 6, is. 9. – P. 598–603. DOI: 10.1016/0001-6160(58)90101-9

172. Song Y., Voyiadjis G.Z. Constitutive modeling of dynamic strain aging for HCP metals // Europ. J. Mechanics / A Solids. – 2020. – Vol. 83. – P. 104034 (13 p.). DOI: 10.1016/j.euromechsol.2020.104034

173. Sun L., Zhang Q., Cao P. Infuence of solute cloud and precipitates on spatiotemporal characteristics of Portevin-Le Chatelier effect in A2024 aluminum alloys // Chinese Physics B. – 2009. – Vol. 18, no. 8. – P. 3500–3507. DOI: 10.1088/1674-1056/18/8/061

174. Tabachnikova E.D. et al. Mechanical properties of the CoCrFeNiMnVx high entropy alloys in temperature range 4.2-300 K / E.D. Tabachnikova, A.V. Podolskiy, M.O. Laktionova, N.A. Bereznaia, M.A. Tikhonovsky, A.S. Tortika // J. Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 698. – P. 501–509. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.154

175. Tamimi S., Andrade-Campos A., Pinho-da-Cruz J. Modelling the Portevin – Le Chatelier effects in aluminium alloys: a review // J. Mech. Behav. Mater. – 2015. – Vol. 24, no. 3–4. – P. 67–78. DOI: 10.1515/jmbm-2015-0008

176. Tian N. et al. Study of the Portevin – Le Chatelier (PLC) characterristics of a 5083 aluminum alloy sheet in two heat treatment states / N. Tian, G. Wang, Y. Zhou, K. Liu, G. Zhao, L. Zuo // Materials. – 2018. – Vol. 11, no. 1533. – P. 1–16. DOI: 10.3390/ma11091533

177. Tiwari J. et al. Dislocation density based modelling of electrically assisted deformation process by finite element approach / J. Tiwari, V. Balaji, H. Krishnaswamy, M. Amirthalingam // Int. J. Mechanical Sciences. – 2022. – Vol. 227. – P. 107433 (16 p.). DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2022.107433

178. Tsai C.-W. et al. Portevin – Le Chatelier mechanism in face-centered-cubic metallic alloys from low to high entropy / C.-W. Tsai, C. Lee, P.-T. Lin, X. Xie, S. Chen, R. Carroll, M. LeBlanc, B.A.W. Brinkman, P.K. Liaw, K.A. Dahmen, J.-W. Yeh // Int. J. Plasticity. – 2019. – Vol. 122. – P. 212–224. DOI: 10.1016/j.ijplas.2019.07.003

179. Vani Shankar et al. Effects of temperature and strain rate on tensile properties and activation energy for dynamic strain aging in alloy 625 / Vani Shankar, M. Valsan, K. Bhanu Sankara Rao, S.L. Mannan // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2004. – Vol. 35A. – P. 3129–3139. DOI: 10.1007/s11661-004-0057-0

180. Wang C., Xu Y., Han E. Portevin – Le Chatelier effect of LA41 magnesium alloys // Front. Mater. Sci. China. – 2007. – Vol. 1, is. 1. – P. 105–108. DOI: 10.1007/s11706-007-0019-8

181. Wang H.D. et al. Experimental and numerical study of dynamic strain ageing and its relation to ductile fracture of a C–Mn steel / H.D. Wang, C. Berdin, M. Mazière, S. Forest, C. Prioul, A. Parrot, P. Le-Delliou // Materials Science and Engineering A. – 2012. – Vol. 547. – P. 19–31. DOI: 10.1016/j.msea.2012.03.069

182. Wang W. et al. Influence of temperature and strain rate on serration type transition in NZ31 Mg alloy / W. Wang, D. Wu, R. Chen, C. Lou // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2015. – Vol. 25. – P. 3611–3617. DOI: 10.1016/S1003-6326(15)64002-X

183. Wang W.H. et al. The mechanism of critical strain and serration type of the serrated flow in Mg–Nd–Zn alloy / W.H. Wang, D. Wu, S.S.A. Shah, R.S. Chen, C.S. Lou // Materials Science & Engineering A. – 2016. – Vol. 649. – P. 214–221. DOI: 10.1016/j.msea.2015.09.100

184. Wang W.H. et al. Effect of solute atom concentration and precipitates on serrated flow in Mg-3Nd-Zn alloy / W.H. Wang, D. Wu, R.S. Chen, X.N. Zhang // J. Materials Science & Technology. – 2018. – Vol. 34. – P. 1236–1242. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.06.004

185. Wang X. et al. On the γ′ precipitates of the normal and inverse Portevin-Le Châtelier effect in a wrought Ni-base superalloy / X. Wang, G. Han, C. Cui, S. Guan, J. Li, G. Hou, Y. Zhou, X. Sun // J. Materials Science & Technology. – 2019. – Vol. 35. – P. 84–87. DOI: 10.1016/j.jmst.2018.09.014

186. Wilcox B.A., Smith G.C. The Portevin – Le Chatelier effect in hydrogen charged nickel // Acta Metallurgica. – 1964. – Vol. 12. – P. 371–376. DOI: 10.1016/0001-6160(64)90006-9

187. Yilmaz A. The Portevin – Le Chatelier effect: a review of experimental findings // Sci. Technol. Adv. Mater. – 2011a. – Vol. 12. – P. 063001 (16 p.) DOI: 10.1088/1468-6996/12/6/063001

188. Yilmaz A. Temperature and surface potential correlations with serrated flow of low carbon steel // J. Mater. Sci. – 2011b. – Vol. 46. – P. 3766–3776. DOI: 10.1007/s10853-011-5290-5

189. Yilmaz A. The Portevin – Le Chatelier effect with surface potential // J. Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 699. – P. 436–441. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.396

190. Yuan L. et al. New insights into serrated flow in Pt_2Mo-type superlattice strengthened Ni–Cr–Mo alloy at room temperature / L. Yuan, R. Hu, J. Li, X. Gao, X. Zhang, Y. Yang // Materials Letters. – 2016. – Vol. 163. – P. 94–97. DOI: 10.1016/j.matlet.2015.10.075

191. Yuzbekova D. et al. Effect of microstructure on continuous propagation of the Portevine – Le Chatelier deformation bands / D. Yuzbekova, A. Mogucheva, D. Zhemchuzhnikova, T. Lebedkina, M. Lebyodkin, R. Kaibyshev // Int. J. Plasticity. – 2017. – Vol. 96. – P. 210–226. DOI: 10.1016/j.ijplas.2017.05.004

192. Zaiser M., Hähner P. Oscillatory modes of plastic deformation: theoretical concepts // Physica Status Solidi B. – 1997. – Vol. 199, no. 2. – P. 267–330. DOI: 10.1002/1521-3951(199702)199:2<267::AID-PSSB267>3.0.CO;2-Q

193. Zbib H.M., Aifantis E.G. On the localization and postlocalization behavior of plastic deformation, P.I: On the initiation of shear bands / Res Mechanica. – 1988. – Vol. 23. – P. 261–277.

194. Zbib H.M., Aifantis E.G. On the gradient-dependent theory of plasticity and shear banding // Acta Mechanica. – 1992. – Vol. 92. – P. 209–225. DOI:10.1007/ BF01174177

195. Zener C., Hollomon J.H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel // J. Applied Physics. – 1944. – Vol. 15, is. 1. – P. 22–32. DOI: 10.1063/1.1707363

196. Zerilli F.J., Armstrong R.W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations // J. Appl. Phys. – 1987. – Vol. 61, is. 5. – P. 1816–1825. DOI: 10.1063/1.338024

197. Zhang F., Curtin W.A. Atomistically informed solute drag in Al–Mg // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. – 2008. – Vol. 16. – P. 055006 (18 p.). DOI: 10.1088/0965-0393/16/5/055006

198. Zhang Q. et al. On the propagation and pulsation of Portevin-Le Chatelier deformation bands: An experimental study with digital speckle pattern metrology / Q. Zhang, Z. Jiang, H. Jiang, Z. Chen, X. Wu // Int. J. Plasticity. – 2005. – Vol. 21. – P. 2150–2173. DOI: 10.1016/j.ijplas.2005.03.017

199. Zhang S., McCormick P.G., Estrin Y. The morphology of Portevin– Le Chatelier bands: finite element simulation for Al–Mg–Si // Acta mater. – 2001. – Vol. 49, is. 6. – P. 1087–1094. DOI:10.1016/S1359-6454(00)00380-3

200. Zhang X., Li H., Zhan M. Mechanism for the macro and micro behaviors of the Ni-based superalloy during electrically-assisted tension: Local Joule heating effect // J. Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 742. – P. 480–489. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.01.325

201. Zhemchuzhnikova D.A. et al. Unusual behavior of the Portevin–Le Chatelier effect in an AlMg alloy containing precipitates / D.A. Zhemchuzhnikova, M.A. Lebyodkin, T.A. Lebedkina, R.O. Kaibyshev // Materials Science and Engineering A. – 2015. – Vol. 639. – P. 37–41. DOI: 10.1016/j.msea.2015.04.094

202. Zhemchuzhnikova D.A. et al. Interrelation between the Portevin Le-Chatelier effect and necking in AlMg alloys / D. Zhemchuzhnikova, M. Lebyodkin, D. Yuzbekovab, T. Lebedkina, A. Mogucheva, R. Kaibyshev // Int. J. Plasticity. – 2018. – Vol. 110. – P. 95–109. DOI: 10.1016/j.ijplas.2018.06.012

203. Zhou P. et al. Mechanical behavior and deformation mechanism of 7075 aluminum alloy under solution induced dynamic strain aging / P. Zhou, Y. Song, L. Hua, J. Lu, J. Zhang, F. Wang // Materials Science & Engineering A. – 2019. – Vol. 759. – P. 498–505. DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.071

204. Zhu A.-W. Evolution of size distribution of shearable ordered precipitates under homogeneous deformation: Application to an Al-Li-alloy // Acta mater. – 1997. – Vol. 45, no. 10. – P. 4213–4223. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00077-3

205. Zhu A.-W. Strain localization and formation of heterogeneous distribution of shearable ordered precipitates: Application to an Al–10at.%Li single crystal // Acta mater. – 1998. – Vol. 46, no. 9. – P. 3211–3220. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00488-6

206. Ziania L. et al. Unstable plastic flow in the Al–2%Mg alloy, effect of annealing process / L. Ziania, S. Boudrahem, H. Ait-Amokhtar, M. Mehenni, B. Kedjar // Materials Science and Engineering A. – 2012. – Vol. 536. – P. 239–243. DOI: 10.1016/j.msea.2012.01.004

References

1. Bell J.F. Eksperimental'nye osnovy mekhaniki deformiruemykh tverdykh tel. Ch.1. Malye deformatsii [The Experimental Foundations of Solid Mechanics. Part 2. Small deformations]. *Moscow: Nauka*, 1984, 600 p.

2. Grigor'ev E.G., Perlovich Iu.A., Solov'ev G.I., Udovskii A.L., Iakushin V.L. Pod obshchei red. B.A. Kalina. Fizicheskoe materialovedenie. T.4. Fizicheskie osnovy prochnosti. Radiatsionnaia fizika tverdogo tela. Komp'iuternoe modelirovanie [Physical materials science. T.4. Physical basis of strength. Radiation Physics of the Solid State. Computer modelling] *Moscow: MIFI*, 2008, 696 p.

3. Pozdeev A.A., Trusov P.V., Niashin Iu.I. Bol'shie uprugoplasticheskie deformatsii: teoriia, algoritmy, prilozheniia [Large elastic-plastic strains: theory, algorithms, applications]. *Moscow: Nauka*, 1986, 232 p.

4. Trusov P.V., Chechulina E.A. Preryvistaia tekuchest': fizicheskie mekhanizmy, eksperimental'nye dannye, makrofenomenologicheskie modeli [Serrated yielding: physical mechanisms, experimental dates, macro-phenomenological models] *Vestnik PNIPU. Mekhanika*, 2014, no. 3, pp. 186-232. DOI: 10.15593/perm.mech/2014.3.10

5. Trusov P.V., Chechulina E.A. Preryvistaia tekuchest': modeli, osnovannye na fizicheskikh teoriiakh plastichnosti [Serrated yielding: crystal viscoplastic models]. *Vestnik PNIPU. Mekhanika*, 2017, no. 1, pp. 134-163. DOI: 10.15593/perm.mech/2017.1.09

6. Fridel' J. Dislokatsii [Dislocations]. *Moscow: Mir*, 1967, 644 p.

7. Ait-Amokhtar H., Boudrahem S., Fressengeas C. Spatio-temporal aspects of jerky flow in Al–Mg alloys, in relation with the Mg content. *Scr. Mater.*, 2006, vol.54, pp.2113-2118. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.03.006

8. Ait-Amokhtar H., Fressengeas C. Crossover from continuous to discontinuous propagation in the Portevin – Le Chatelier effect. *Acta Mater.*, 2010, vol.58, pp.1342-1349. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.10.038

9. Ait-Amokhtar H., Fressengeas C., Bouabdallah K. On the effects of the Mg content on the critical strain for the jerky flow of

Al–Mg alloys. *Mater. Sci. Eng. A*, 2015, vol.631, pp.209-213. DOI: 10.1016/j.msea.2015.02.055

10. de Almeida L.H., Le May I., Emygdio P.R.O. Mechanistic modeling of dynamic strain aging in austenitic stainless steels. *Mater Charact*, 1998, vol. 41, is. 4, pp.137-150. DOI: 10.1016/S1044-5803(98)00031-X

11. Baird J.D. The effects of strain-ageing due to interstitial solutes on the mechanical properties of metals. *Metallurgical Reviews*, 1971, vol.16, is.1, pp.1-18. DOI: 10.1179/mtlr.1971.16.1.1

12. Beese A.M., Wang Z., Stoica A.D., Ma D. Absence of dynamic strain aging in an additively manufactured nickel-base superalloy. *Nat. Commun.*, 2018, vol.9. pp. 2083 (8 p.). DOI: 10.1038/s41467-018-04473-5

13. Benallal A., Berstad T., Børvik T., Hopperstad O.S., Nogueira de Codes R. Effects of strain rate on the characteristics of PLC deformation bands for AA5083-H116 aluminium alloy. *Phil. Mag*., 2008a, vol.88, nos.28-29, pp.3311-3338. DOI: 10.1080/14786430802468223

14. Benallal A., Berstad T., Børvik T., Hopperstad O.S., Nogueira de Codes R. On the measurement and evaluation of the width of Portevin–Le Chatelier deformation bands with application to AA5083-H116 aluminium alloy. *In: IUTAM Symposium on Theoretical, Modelling and Computational Aspects of Inelastic Media, B.D. Reddy (ed.). Springer Science+Business Media B.V*., 2008b, pp.329-338.

15. Bharathi M.S., Lebyodkin M., Ananthakrishna G., Fressengeas C., Kubin L.P. Multifractal burst in the spatio-temporal dynamics of jerky flow. *Phys. Rev. Lett.,* 2001, vol.87, pp. 165508. DOI: 10.1103/PhysRevLett.87.165508

16. Bharathi M.S., Lebyodkin M., Ananthakrishna G., Fressengeas C., Kubin L.P. The hidden order behind jerky flow. *Acta Mater*., 2002, vol.50, pp.2813-2824. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00099-X

17. Bhowmik N., Ghosh S., Mandal S., Haldar A., Chattopadhyay P.P. Genesis of plasticity-induced serrated metal flow in medium-Mn steel. CALPHAD (Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry), 2022, vol.77, pp. 102425 (12 p.). DOI: 10.1016/j.calphad.2022.102425

18. Brechet Y., Estrin Y. On a pseudo-Portevin – Le Chatelier effect. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1994, vol.31, no.2, pp.185-190. DOI: 10.1016/0956-716X(94)90172-4

19. Brechet Y., Estrin Y. On the influence of precipitation on the Portevin – Le Chatelier effect. *Acta Metall. Mater*., 1995, vol.43, no.3, pp. 955-963. DOI: 10.1016/0956-7151(94)00334-E

20. Brechtl J., Chen S.Y., Xie X., Ren Y., Qiao J.W., Liaw P.K, Zinkle S.J. Towards a greater understanding of serrated flows in an Al containing high-entropy-based alloy. *Int. J. Plast.*, 2019, Vol.115, pp.71-92. DOI: 10.1016/j.ijplas.2018.11.011

21. Brindley B.J., Worthington P.J. Yield-point phenomena in substitutional alloys. *Metallurgical Reviews*, 1970, vol.15, is.1, pp.101-114. DOI: 10.1179/mtlr.1970.15.1.101

22. Brüggemann C., Böhlke T., Bertram A. Modelling and simulation of the Portevin-Le Chatelier effect. *Micro-macro-interaction in structured media and particle systems. Eds. A. Bertram, J. Tomas.* Springer Berlin Heidelberg, 2008, pp.53-61.

23. Cai M.C., Niu L.S., Yu T., Shi H.J., Ma X.F. Strain rate and temperature effects on the critical strain for Portevin – Le Chatelier effect. *Mater. Sci. Eng. A*., 2010, vol.527, pp.5175-5180. DOI: 10.1016/j.msea.2010.05.001

24. Cai Y., Tian C., Fu S., Han G., Cui C., Zhang Q. Influence of γ′ precipitateson Portevin–Le Chatelier effect of NI-based superalloys. *Mater. Sci. Eng. A*., 2015, vol.638, pp.314-321. DOI: 10.1016/j.msea.2015.04.033

25. Casarotto L., Dierke H., Tutsch R., Neuhäuser H. On nucleation and propagation of PLC bands in an Al–3Mg alloy. *Mater. Sci. Eng. A*., 2009, vol.527, pp.132-140. DOI: 10.1016/j.msea.2009.07.043

26. Cetlin P.R., Güleç A.Ş., Reed-Hill R.E. Serrated flow in aluminum 6061 alloy. *Metal. Trans*., 1973, vol.4, pp.513-517. DOI: 10.1007/BF02648704

27. Chand S., Madhusudhan D., Sravani K.B., Uma A., Sindhu V., Padmini Devi S., Padmava G. Study of microstructure, hardness and aging behaviour of 2014 aluminum alloy. *Int. J. Adv. Mech. Eng.,* 2016, vol.3, is.3, pp.79-83.

28. Chatterjee A., Sharma G., Tewari R., Chakravartty J.K. Investigation of the Dynamic strain aging and mechanical properties in alloy-625 with different microstructures. *Metall. Mater. Trans*. *A*., 2015, vol. 46A, pp.1097-1107. DOI: 10.1007/s11661-014-2717-z

29. Chen W., Chaturvedi M.C. On the mechanism of serrated deformation in aged Inconel 718. *Mater. Sci. Eng. A*., 1997, vol.229, pp.163-168. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00005-1

30. Chen Z., Zhang Q., Wu X. Multiscale analysis and numerical modeling of the Portevin – Le Chatelier effect. *Int. J. Multiscale Comput Eng*., 2005, vol.3, no 2, pp.227-237. DOI: 10.1615/IntJMultCompEng.v3.i2.70

31. Chibane N., Ait-Amokhtar H. On the Portevin – Le Chatelier instabilities in the industrial Al-2.5%Mg alloy. *Proc. 21ème Congrès Français de Mécanique*, 2013, pp.1-5. http://hdl.handle.net/2042/52385

32. Chibane N., Ait-Amokhtar H., Fressengeas C. On the strain rate dependence of the critical strain for plastic instabilities in Al-Mg alloys. *Scr. Mater*., 2017, vol.130, pp.252-255. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.11.037

33. Chihab K., Estrin Y., Kubin L.P., Vergnol J. The kinetics of the Portevin – Le Chatelier bands in an Al–5at%Mg alloy. *Scripta Metallurgica*, 1987, vol.21, is.2, pp.203-208. DOI: 10.1016/0036-9748(87)90435-2

34. Chihab K., Ait-Amokhtar H., Bouabdellah K. Serrated yielding due to Portevin – Le Chatelier effect in commercial Al-Mg alloys. *Ann. Chim. Sci. Mat*., 2002, vol.27, pp.69-75. DOI:10.1016/S0151-9107(02)85008-5

35. Chihab K., Fressengeas C. Time distribution of stress drops, critical strain and crossover in the dynamics of jerky flow. *Mater. Sci. Eng. A*., 2003, vol.356, pp.102-107. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00141-2

36. Chmelik F., Pink E., Król J., Balik J., Pešička J., Lukáč P. Mechanisms of serrated flow in aluminium alloys with precipitates investigated by acoustic emission. *Acta mater*., 1998, vol. 46, no. 12, pp. 4435-4442. DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00070-6

37. Choudhuri D., Mantri S.A., Alama T., Banerjee S., Banerjee R. Precipitate-dislocation interaction mediated Portevin-Le Chatelier-like effect in a beta-stabilized Ti-Mo-Nb-Al alloy. *Scripta Mater.*, 2016, vol.124, pp.15-20. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.06.043

38. Coër J., Manach P.Y., Laurent H., Oliveira M.C., Menezes L.F. Piobert–Lüders plateau and Portevin–Le Chatelier effect in an Al–Mg alloy in simple shear. *Mech. Res. Commun.*, 2013, vol.48, pp.1-7. DOI: 10.1016/j.mechrescom.2012.11.008

39. Colas D., Finot E., Flouriot S., Forest S., Mazière M., Paris T. Investigation and modeling of the anomalous yield point phenomenon in pure tantalum. *Mat. Sci. Eng*. A., 2014, vol. 615, pp.283-295. DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.028

40. Cottrell A.H., Bilby B.A. Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron. *Proc. Phys. Soc. A*., 1949, vol.62, pp.49-62. DOI: 10.1088/0370-1298/62/1/308

41. Cottrell A.H., Jaswon M.A. Distribution of solute atoms round a slow dislocation. *Proc. R. Soc*., 1949, vol.199, pp.104-114. DOI: 10.1098/rspa.1949.0128

42. Cuddy L.J., Leslie W.C. Some aspects of serrated yielding in substitutional solid solutions of iron // *Acta Metall.*, 1972, vol.20, is.10, pp.1157-1167. DOI: 10.1016/0001-6160(72)90164-2

43. Cui C., Zhang R., Zhou Y., Sun X. Portevin – Le Châtelier effect in wrought Ni-based superalloys: Experiments and mechanisms. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2020, vol.51, pp.16-31. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.03.023

44. Curtin W., Olmsted D., Hector L. A predictive mechanism for dynamic strain ageing in aluminium–magnesium alloys. *Nature Materials*, 2006, vol.5, no.11, pp.875-880. DOI: 10.1038/nmat1765

45. D'Anna G., Nori F. Critical dynamics of burst instabilities in the Portevin-Le Châtelier effect. *Phys. Rev. Lett*., 2000, vol.85, pp. 4096. DOI: 10.1103/PhysRevLett.85.4096

46. Darowicki K., Orlikowski J., Zieliński A. Frequency bands selection of the Portevin–Le Chatelier effect. *Comput. Mater. Sci.*, 2008, vol.43, pp.366-373. DOI: 10.1016/j.commatsci.2007.12.001

47. Deschamps A., Brechet Y. Influence of predeformation and ageing of an Al–Zn–Mg alloy – II. Modeling of precipitation kinetics and yield stress. *Acta mater*., 1999, vol.47, no.1, pp. 293-305. DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00296-1

48. Deschamps A., Decreus B., De Geuser F., Dorin T., Weyland M. The influence of precipitation on plastic deformation of Al–Cu–Li alloys. *Acta Mater*., 2013, vol.61, pp.4010-4021. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.03.015

49. Dierke H., Krawehl F., Graff S., Forest S., Šachl J., Neuhäuser H. Portevin–Le Chatelier effect in Al–Mg alloys: Influence of obstacles – experiments and modelling. *Comput. Mater. Sci.*, 2007, vol. 39, pp. 106-112. DOI: 10.1016/j.commatsci.2006.03.019

50. Dumbleton M.J. Discontinuous flow in zinc crystals and its relationship to strain ageing. *Proc. Phys. Soc. Section B*, 1954, vol.67, pp.98-104. DOI: 10.1088/0370-1301/67/2/302

51. Estrin Y., Kubin L.P. Collective dislocation behaviour in dilute alloys and the Portevin—Le Chatelier effect. *J. Mech. Behav. Mater*., 1990, vol.2, nos.3-4, pp.255-292. DOI: 10.1515/JMBM.1989.2.3-4.255

52. Estrin Y., Kubin L.P. Plastic instabilities: phenomenology and theory. *Mat. Sci. Eng. A.*, 1991, vol. 137, pp. 125-134. DOI: 10.1016/0921-5093(91)90326-I

53. Estrin Y., Lebyodkin M.A. The influence of dispersion particles on the Portevin–Le Chatelier effect: from average particle characteristics to particle arrangement. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2004, vol.387-389, pp.195–198. DOI: 10.1016/j.msea.2004.01.079

54. Estrin Y., McCormick P.G. Modelling the transient flow behaviour of dynamic strain ageing materials. *Acta Metall. et Mater.*, 1991, vol. 39, is. 12, pp.2977-2983. DOI: 10.1016/0956-7151(91)90030-5

55. Făciu C. Modelling the Portevin-Le Chatelier effect – A study on plastic instabilities and pattern formation. *In: Banabic D. (eds). Multiscale Modelling in Sheet Metal Forming. ESAFORM Bookseries on Material Forming. Springer, Cham*, 2016, pp.351-403. DOI: 10.1007/978-3-319-44070-5_7

56. Franklin S.V., Mertens F., Marder M. Portevin–Le Chatelier effect. *Physical Review E*., 2000, vol.62, is.6, pp.8195–8206. DOI: 10.1103/PhysRevE.62.8195

57. Fortes M.A. Constitutive equations for inhomogeneous plastic flow and application to Lüders band propagation. *J. Materials Science*, 1984, vol.19, pp.1496-1504. DOI: 10.1007/BF00563044

58. Graff S., Forest S., Strudel J.-L., Prioul C., Pilvin P., Béchade J.-L. Strain localization phenomena associated with static and dynamic strain ageing in notched specimens: experiments and finite element simulations. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2004, vol.387-389, pp.181-185. DOI: 10.1016/j.msea.2004.02.083

59. Graff S., Forest S., Strudel J.-L., Prioul C., Pilvin P., Béchade J.-L. Finite element simulations of dynamic strain ageing effects at V-notches and crack tips. *Scripta Materialia*, 2005, vol. 52, pp.1181-1186. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.02.007

60. Graff S., Dierke H., Forest S., Neuhäuser H., Strudel J.-L. Finite element simulations of the Portevin-Le Chatelier effect in metal-matrix composites. *Philosophical Magazine,* 2008, vol.88, is.28-29, pp.3389-3414. DOI: 10.1080/14786430802108472

61. Guillermin N., Besson J., Köster A., Lacourt L., Mazière M., Chalons H., Forest S. Experimental and numerical analysis of the Portevin–Le Chatelier effect in a nickel-base superalloy for turbine disks application. *Int. J. Solids and Structures*, 2023, vol.264, pp.112076 (19 p.). DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2022.112076

62. Gupta A.K., Singh S.K., Reddy S., Hariharan G. Prediction of flow stress in dynamic strain aging regime of austenitic stainless steel 316 using artificial neural network. *Materials and Design*, 2012, vol.35, pp.589-595. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.09.060

63. Gupta A.K., Krishnamurthy H.N., Singh Y., Prasad K.M., Singh S. K. Development of constitutive models for dynamic strain aging regime in austenitic stainless steel 304. *Materials and Design*, 2013, vol.45, pp.616-627. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.09.041

64. Hähner P. Modelling of propagative plastic instabilities. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1993, vol.29, is. 9, pp.1171-1176. DOI: 10.1016/0956-716X(93)90104-Z

65. Hähner P. On the foundations of stochastic dislocation dynamics. *Appl. Phys. A*., 1996a, vol.62, is.5, pp.473-481. DOI: 10.1007/BF01567120

66. Hähner P. On the physics of the Portevin-Le Châtelier effect. Part 1: The statistics of dynamic strain ageing. *Mat. Sci. Eng. A.*, 1996b, vol.207, pp.208-215. DOI: 10.1016/0921-5093(95)10033-4

67. Hähner P. On the critical conditions of the Portevin–Le Chatelier effect. *Acta mater*., 1997, vol.45, no.9, pp.3695-3707. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00066-9

68. Hähner P., Rizzi E. On the kinematics of Portevin–Le Chatelier bands: theoretical and numerical modelling. *Acta Mater.*, 2003, vol.51, pp.3385-3397. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00122-8

69. Häner P., Zaiser M. Propagative modes of plastic deformation. *J. de Physique IV (Proceedings)*, 1993, vol.03 (C7), pp.1995-2004. DOI: 10.1051/jp4:19937319

70. Hähner P., Zaiser M. From mesoscopic heterogeneity of slip to macroscopic fluctuations of stress and strain, *Acta mater*., 1997, vol.45, no.3, pp.1067-1075. DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00227-3

71. Hähner P., Ziegenbein A., Rizzi E., Neuhäuser H. Spatiotemporal analysis of Portevin–Le Châtelier deformation bands: Theory, simulation, and experiment. *Physical Review B.,* 2002, vol. 65, 134109 (20 p.). DOI: 10.1103/PhysRevB.65.134109

72. Halim H., Wilkinson D.S., Niewczas M. The Portevin–Le Chatelier (PLC) effect and shear band formation in an AA5754 alloy. *Acta Mater.*, 2007, vol.55, pp.4151-4160. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.03.007

73. Härtel M., Illgen C., Frint P., Wagner M.F.-X. On the PLC effect in a particle reinforced AA2017 alloy. *Metals*, 2018, vol.8, no.2, pp.1-13. DOI: 10.3390/ met8020088

74. Hill R. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic materials. *Proc. Royal Soc. London*, 1948, A193, pp. 281–297. DOI: 10.1098/rspa.1948.0045

75. Hopperstad O.S., Børvik T., Berstad T., Lademo O.-G., Benallal A. A numerical study on the influence of the Portevin–Le Chatelier effect on necking in an aluminium alloy. *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, 2007, vol.15, pp.747-772. DOI:10.1088/0965-0393/15/7/004

76. Horváth G., Chinh N.Q., Lendvai J. Solute concentration dependence of strength and plastic instabilities in Al-Mg alloys. *J. Mater. Res*., 2005, vol.20, no.2, pp.331-337. DOI: 10.1557/JMR.2005.0040

77. Horváth G., Chinh N.Q., Gubicza J., Lendvai J. Plastic instabilities and dislocation densities during plastic deformation in Al–Mg alloys. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2007, vol.445-446, pp.186-192. DOI: 10.1016/j.msea.2006.09.019

78. Hrutkay K., Kaoumi D. Tensile deformation behavior of a nickel based superalloy at different temperatures. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2014, vol.599, pp.196-203. DOI: 10.1016/j.msea.2014.01.056

79. Hua L., Zhou P., Song Y., Sun Q. Characterization of strain rate sensitivity of 7075 aluminum alloy at different solution temperatures by novel kinetic models. *Mat. Sci. Eng. B.*, 2022, vol.282, 115751 (16 p.). DOI: 10.1016/j.mseb.2022.115751

80. Hwang S., Park M.-h., Bai Y., Shibata A., Mao W., Adachi H., Sato M., Tsuji N. Mesoscopic nature of serration behavior in high-Mn austenitic steel. *Acta Mater.*, 2021, vol.205, 116543 (12 p.). DOI: 10.1016/j.actamat.2020.116543

81. Ilić N., Drobnjak Dj., Radmilović V., Jovanović M.T., Marković D. Serrated yielding in Al-Li base alloys. *Scripta Mater.,* 1996, vol.34, no.7, pp.1123-1130. DOI: 10.1016/1359-6462(95)00627-3

82. Jiang H., Zhang Q., Chen X., Chen Z., Jiang Z., Wu X., Fan J. Three types of Portevin–Le Chatelier effects: Experiment and modelling. *Acta Mater.*, 2007, vol.55, no.7, pp.2219-2228. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.10.029.

83. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *In: Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics. The Hague, The Netherlands*, 1983, vol. 21, pp.541-547.

84. Kappacher J., Renk O., Kiener D., Clemens H., Maier-Kiener V. How grain boundary characteristics influence plasticity close to and above the critical temperature of ultra-fine grained bcc Ta2.5W. *Acta Mater.*, 2021, vol.216, 117110 (11 p.). DOI: 1016/j.actamat.2021.117110

85. Kim J., Estrin Y., Beladi H., Timokhina I., Chin K.-G., Kim S.-K., de Cooman B.C. Constitutive modeling of the tensile behavior of Al-TWIP steel. *Metall. Mater. Trans. A*., 2012, vol. 43A, pp.479-490. DOI: 10.1007/s11661-011-0898-2

86. Klose F.B., Ziegenbein A., Hagemann F., Neuhäuser H., Hähner P., Abbadi M., Zeghloul A. Analysis of Portevin-Le Chatelier serrations of type B in Al–Mg. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2004a, vol.369, pp.76-81. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.292

87. Klose F.B., Weidenmüller J., Ziegenbein A., Hähner P., Neuhäuser H. Plastic instabilities with propagating deformation bands in Cu–Al alloys. *Philosophical Magazine,* 2004b, vol.84, nos.3-5, pp.467-480. DOI: 10.1080/14786430310001610320

88. Korbel A. The structural aspect of the Portevin – Le Chatelier effect in alpha brass. *Scripta Metall.*, 1974, vol. 8, pp.609-612. DOI: 10.1016/0036-9748(74)90004-0

89. Korbel A., Dybiec H. The problem of the negative strain-rate sensitivity of metals under the Portevin – Le Chatelier deformation conditions. *Acta Metall.*, 1981, vol. 29, pp.89-93. DOI: 10.1016/0001-6160(81)90089-4

90. Krishtal M.M. Strain rate sensitivity and strain macrolocalization in serrated yielding of Ai-Mg alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 1997, vol. 39, nos.9-10, pp.390-395. DOI: 10.1007/BF02469063

91. Kubin L.P., Estrin Y. The Portevin – Le Chatelier effect in deformation with constant stress rate. *Acta Metall*., 1985, vol. 33, pp. 397-407. DOI: 10.1016/B978-0-08-031642-0.50062-3

92. Kubin L.P., Estrin Y. Strain nonuniformities and plastic instabilities. *Revue Phys. Appl*., 1988, vol.23, pp.573-583. DOI: 10.1051/rphysap: 01988002304057300

93. Kubin L.P., Estrin Y. Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin – Le Chatelier effect. *Acta Metall. Mater*., 1990, vol. 38, no. 5, pp. 697-708. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90021-8

94. Kumar S. Inverse behaviour of the onset strain of serrated flow. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1995, vol.33, no.1, pp. 81-84. DOI: 10.1016/0956-716X(95)00099-H

95. Lakshmi A.A., Rao Ch.S., Srikanth M., Faisal K., Fayaz K., Puspalatha Dr., Singh S.K. Prediction of mechanical properties of ASS 304 in superplastic region using artificial neural networks. *Mater. Today: Proceedings*, 2018, vol.5, is.2, pp.3704-3712. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.11.622

96. Lasko G., Hähner P., Schmauder S. Finite element simulation of the Portevin – Le Chatelier effect. *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng*., 2005, vol.13, pp.645-656. DOI: 10.1088/0965-0393/13/5/001

97. Lebyodkin M., Brechetz Y., Estrin Y. and Kubin L. Statistical behaviour and strain localization patterns in the Portevin–Le Chatelier effect. *Acta mater*., 1996, vol. 44, no. 11, pp. 4531-4541. DOI: 10.1016/1359-6454(96)00076-6

98. Lebyodkin M., Dunin-Barkovskii L., Bréhet Y., Kubin L., Estrin Y. Kinetics and statistics of jerky flow: experiments and computer simulations. *Mat. Sci. Eng. A.*, 1997, Vol.234-236, pp.115-118. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00179-2

99. Lebyodkin M.A., Dunin-Barkowskii L.R. Critical behavior and mechanism of strain correlations under conditions of unstable plastic flow. *J. Exp. Theor. Phys.*, 1998, vol.86, no.5, pp.993-1000. DOI: 10.1134/1.558571

100. Lebyodkin M., Dunin-Barkowskii L., Bréchet Y., Estrin Y., Kubin L.P. Spatio-temporal dynamics of the Portevin – Le Chatelier effect: experiment and modelling. *Acta mater*., 2000, vol.48, is.10, pp.2529-2541. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00067-7

101. Lebyodkin M.A., Kobelev N.P., Bougherira Y., Entemeyer D., Fressengeas C., Gornakov V.S., Lebedkina T.A., Shashkov I.V. On the similarity of plastic flow processes during smooth and jerky flow: Statistical analysis. *Acta Mater.*, 2012, vol.60, pp.3729-3740. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.03.026

102. Lebyodkin M.A., Shashkov I.V., Lebedkina T.A., Mathis K., Dobron P., Chmelik F. Role of superposition of dislocation avalanches in the statistics of acoustic emission during plastic deformation. *Physical Review E*., 2013, vol.88, 042402 (8 p.). DOI: 10.1103/PhysRevE.88.042402

103. Lee S.-Y., Chettri S., Sarmah R., Takushima C., Hamada J.-i., Nakada N. Serrated flow accompanied with dynamic type transition of the Portevin – Le Chatelier effect in austenitic stainless steel. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2023, vol.133, pp.154–164. DOI: 10.1016/j.jmst.2022.06.020

104. Legros M., Dehm G., Arzt E., Balk T.J. Observation of giant diffusivity along dislocation cores. *Science*, 2008, vol.319, is.5870, pp. 1646-1649. DOI: 10.1126/science.1151771

105. Li P., Xue K., Lu Y., Tan J. Neural network prediction of flow stress of Ti–15–3 alloy under hot compression. *J. Mater. Process. Technol.*, 2004, vol.148, is.2, pp.235-238. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2003.07.013

106. Li X., Xu Z., Guo P., Peng L., Lai X. Electroplasticity mechanism study based on dislocation behavior of Al6061 in tensile process. *J. Alloys and Compounds*, 2022, vol.910, 164890 (13 p.). DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.164890

107. Van Liempt P., Sietsma J. A revised criterion for the Portevin–Le Châtelier effect based on the strain-rate sensitivity of the work-hardening rate. *Metall. Mater. Trans. A*., 2011, vol.42A, pp.4008-4014. DOI: 10.1007/s11661-011-0850-5

108. Lin Y.C., Yang H., Xin Y., Li C.-Z. Effects of initial microstructures on serrated flow features and fracture mechanisms of

a nickel-based superalloy. *Mater. Charact.*, 2018, vol.144, pp.9-21. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.06.029

109. Ling C.P., McCormick P.G. The effect of temperature on strain rate sensitivity in an Al–Mg–Si alloy. *Acta Metall. et Mater.*, 1993, vol.41(11), pp.3127-3131. DOI:10.1016/0956-7151(93)90042-Q

110. Louat N. On the theory of the Portevin – Le Chatelier effect. *Scripta Metallurgica*, 1981, vol.15, no.11, pp.1167-1170. DOI: 10.1016/0036-9748(81)90290-8

111. Louche H., Vacher P., Arrieux R. Thermal observations associated with the Portevin–Le Châtelier effect in an Al–Mg alloy. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2005, vol.404, pp.188-196. DOI: 10.1016/j.msea.2005.05.058

112. Lukáč P., Balik J., Chmelik F. Physical aspects of plastic instabilities. *Mat. Sci. Eng. A.*, 1997, vols.234-236, pp.45-51. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00178-0

113. Mäkinen T., Ovaska M., Laurson L., Alava M.J. Portevin–Le Chatelier effect: modeling the deformation bands and stress-strain curves. *Materials Theory*, 2022, vol.6, 15 (12 p.). DOI: 10.1186/s41313-022-00044-w

114. Manach P.Y., Thuillier S., Yoon J.W., Coër J., Laurent H. Kinematics of Portevin–Le Chatelier bands in simple shear. *Int. J. Plast.*, 2014, vol.58, pp.66-83. DOI: 10.1016/j.ijplas.2014.02.005

115. Mansouri L.Z., Thuillier S., Manach P.Y. Thermo-mechanical modeling of Portevin – Le Châtelier instabilities under various loading paths. *Int. J. Mech. Sci.*, 2016, vols.115-116, pp.676-688. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2016.08.001

116. Mansouri L.Z., Coër J., Thuillier S., Laurent H., Manach P.Y. Investigation of Portevin – Le Châtelier effect during Erichsen test. *Int. J. Mater. Form*, 2020, vol.13, pp.687-697. DOI: 10.1007/s12289-019-01511-5

117. Mazière M., Dierke H. Investigations on the Portevin – Le Chatelier critical strain in an aluminum alloy. *Comput. Mater. Sci.*, 2012, vol.52, pp.68-72. DOI: 10.1016/j.commatsci.2011.05.039

118. Mazière M., Forest S., Besson J., Wang H., Berdin C. Numerical simulation of the Portevin – Le Chatelier effect in various material and at different scales. *Materials Science Forum*, 2010, vols. 638-642, pp.2670-2675. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.2670

119. Mazière M., Forest S. Strain gradient plasticity modeling and finite element simulation of Lüders band formation and propagation. *Continuum Mech. Thermodyn.*, 2015, vol.27, pp.83-104. DOI: 10.1007/s00161-013-0331-8

120. Mazière M., Luis C., Marais A., Forest S., Gaspérini M. Experimental and numerical analysis of the Lüders phenomenon in simple shear. *Int. J. Solids and Structures*, 2017, vols.106-107, pp.305-314. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2016.07.026

121. Maziere M., Mortensen A., Forest S.: Finite element simulation of the Portevin –Le Chatelier effect in highly reinforced metal matrix composites. *Philosophical Magazine*, 2021, vol.101, pp. 1471-1489 DOI: 10.1080/14786435.2021.1919331

122. McCormick P.G. The Portevin – Le Chatelier effect in an Al-Mg-Si alloy. *Acta Metall.*, 1971, vol.19, pp.463-471. DOI: 10.1016/0001-6160(71)90170-2

123. McCormick P.G. A model for the Portevin-Le Chatelier effect in substitutional alloys. *Acta Metall.*, 1972, vol.20, is.3, pp.351-354. DOI: 10.1016/0001-6160(72)90028-4

124. McCormick P.G. Theory of flow localization due to dynamic strain ageing. *Acta Metall.*, 1988, vol.36, is.12, pp.3061-3067. DOI: 10.1016/0001-6160(88) 90043-0

125. McCormick P.G., Estrin Y. Transient flow behaviour associated with dynamic strain ageing. *Scripta Metallurgica*, 1989, vol. 23, pp.1231-1234. DOI: 10.1016/0036-9748(89)90332-3

126. McCormick P.G., Ling C.P. Numerical modelling of the Portevin—Le Chatelier effect. *Acta Metall. et Mater.*, 1995, vol.43, is.5, pp.1969-1977. DOI: 10.1016/0956-7151(94)00390-4

127. Mehenni M., Ait-Amokhtar H., Fressengeas C. Spatio-temporal correlations in the Portevin-Le Chatelier band dynamics during the type B – type C transition. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2019, vol.756, pp.313-318. DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.036

128. Mertens F., Franklin S.V., Marder M. Dynamics of plastic deformation fronts in an aluminum alloy. *Physical Review Letters*, 1997, vol. 78, no.23, pp.4502-4505. DOI: 10.1103/PhysRevLett.78.4502

129. Mogucheva A., Yuzbekova D., Borisova Yu. Alloying dependence of Portevin–Le Chatelier effect in Al-Mg alloys. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol.2051, 020201 (4 p.). DOI: 10.1063/1.5083444

130. Mola J., Luan G., Huang Q., Ullrich C., Volkova O., Estrin Y. Dynamic strain aging mechanisms in a metastable austenitic stainless steel. *Acta Mater.*, 2021, vol.212, 116888 (11 p.) DOI: 10.1016/j.actamat.2021.116888

131. Monteiro S.N., Pereira A.C., de Oliveira Braga F., de Sousa Lima E., Ferreira C.L. Relevance of dynamic strain aging under quasi-static tension on AISI 304 stainless steel. *Materials Research.*, 2017, vol.20, suppl. 2, pp.421-425. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2016-0910

132. Mulford R.A., Kocks U.F. New observations on the mechanisms of dynamic strain aging and of jerky flow. *Acta Metall.*, 1979, vol.27, is.7, pp.1125-1134. DOI: 10.1016/0001-6160(79)90130-5

133. Nagesha A., Goyal S. Nandagopal M., Parameswaran P., Sandhya R., Mathew M.D., Mannan S.K. Dynamic strain ageing in Inconel® Alloy 783 under tension and low cycle fatigue. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2012, vol.546, pp.34-39. DOI:10.1016/j.msea.2012.03.018

134. Nam J.-H., Oh S.-K., Park M.-h., Lee Y.-K. The mechanism of dynamic strain aging for type A serrations in tensile curves of a medium-Mn steel. *Acta Mater.*, 2021, vol.206, 116613 (10 p.). DOI: 10.1016/j.actamat.2020.116613

135. Neelakantan K. Computer simulation of serrated yielding. *Bull. Mater. Sci*., 1986, vol. 8, no. 2, pp. 209-216. DOI: 10.1007/BF02744185

136. Neelakantan K., Venkataraman G. Simulation of serrated yielding with noise effects included. *Bull. Mater. Sci*., 1991, vol.14, no.6, pp.1279-1307. DOI: 10.1007/BF02823236

137. Oh S.-K., Kilic M.E., Seol J.-B., Hong J.-S., Soon A., Lee Y.-K. The mechanism of dynamic strain aging for type A serrations in tensile flow curves of Fe-18Mn-0.55C (wt.%) twinning-induced plasticity steel. *Acta Mater.*, 2020, vol.188, pp.366-375. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.02.020

138. Olejarczyk-Wożeńska I., Mrzygłód B., Hojny M. Modelling the high-temperature deformation characteristics of S355 steel using artificial neural networks. *Archiv. Civ. Mech. Eng*., 2023, vol.23, 1 (11 p.). DOI: 10.1007/s43452-022-00538-x

139. Pawelek A. On the thermodynamic criterion for the unstable motion of a source generated dislocation group. *Phys. Stat. Sol. A*., 1984, vol.86, pp.27-30. DOI: 10.1002/pssa.2210860159

140. Penning P. Mathematics of the Portevin – Le Chatelier effect. *Acta Metall.*, 1972, vol.20, is.10, pp.1169-1175. DOI: 10.1016/0001-6160(72)90165-4

141. Picu R.C. A mechanism for the negative strain-rate sensitivity of dilute solid solutions. *Acta Mater.*, 2004, vol.52, pp.3447-3458. DOI: 10.1016/j.actamat.2004.03.042

142. Picu R.C., Zhang D. Atomistic study of pipe diffusion in Al–Mg alloys. *Acta Mater.*, 2004, vol.52, pp.161-171. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.09.002

143. Picu R.C., Vincze G., Ozturk F., Gracio J.J., Barlat F., Maniatty A.M. Strain rate sensitivity of the commercial aluminum alloy AA5182-O. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2005, vol.390, is.1-2, pp.334-343. DOI: 10.1016/j.msea.2004.08.029

144. Pink E., Grinberg A. Stress drops in serrated flow curves of Al5Mg. *Acta metall*., 1982, vol. 30, pp. 2153- 2160. DOI: 10.1016/0001-6160(82)90136-5

145. Pink E., Kumar S., Tian B. Serrated flow of aluminium alloys influenced by precipitates. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2000, vol.280, pp.17-24. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00650-4

146. Portevin A. and Le Chatelier F. Sur un phénomène observé lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation. *Compt. Rend. Acad. Sci. Paris*., 1923, vol.176, pp.507-510.

147. Ranc N., Wagner D. Some aspects of Portevin – Le Châtelier plastic instabilities investigated by infrared pyrometry. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2005, vol.394, pp.87-95. DOI: 10.1016/j.msea.2004. 11.042

148. Ranc N., Wagner D. Experimental study by pyrometry of Portevin–Le Châtelier plastic instabilities—Type A to type B transition. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2008, vol.474, pp. 188-196. DOI: 10.1016/j.msea.2007.04.012

149. Ranc N., Dub W., Ranc I., Wagner D. Experimental studies of Portevin-Le Chatelier plastic instabilities in carbon-manganese steels by infrared pyrometry. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2016, vol.663, pp.166-173. DOI: 10.1016/j.msea.2016.03.096

150. Rashkeev S.N., Glazov M.V., Barlat F. Strain-rate sensitivity limit diagrams and plastic instabilities in a 6xxx series aluminum alloy. Part I: Analysis of temporal stress–strain serrations. *Comput. Mater. Sci.*, 2002, vol.24, pp.295-309. DOI: 10.1016/S0927-0256(01)00252-X

151. Ren S.C., Morgeneyer T.F., Mazière M., Forest S., Rousselier G. Portevin – Le Chatelier effect triggered by complex loading paths in an Al-Cu aluminium alloy. *Philos. Mag.*, 2018, vol. 99, is. 6, pp.659-678. DOI: 10.1080/14786435. 2018.1550296

152. Reyne B., Manach P.-Y., Moës N. Macroscopic consequences of Piobert–Lüders and Portevin–Le Chatelier bands during tensile deformation in Al-Mg alloys. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2019, vol.746, pp.187-196. DOI: 10.1016/j.msea.2019.01.009

153. Reyne B., Moës N., Manach P.-Y. A persistent modal plastic model for instabilities in Al–Mg alloys with 1D application. *Int. J. Plast.*, 2020, vol.131, 102713 (17 p.). DOI: 10.1016/j.ijplas.2020.102713

154. Rice J.R., Ruina A.L. Stability of steady frictional slipping. *J. Appl. Mech.*, 1983, vol.50, pp.343-349. DOI: 10.1115/1.3167042

155. Rizzi E., Hähner P. On the Portevin–Le Chatelier effect: theoretical modeling and numerical results. *Int. J. Plast.*, 2004, vol.20, pp.121-165. DOI: 10.1016/S0749-6419(03)00035-4

156. Rodriguez P. Serrated plastic flow. *Bull. Mater. Sci*., 1984, vol.6, no.4, pp.653-663. DOI:10.1007/BF02743993

157. Rosen A., Bodner S.R. The influence of strain rate and strain ageing on the flow stress of commercially-pure aluminium. *J. Mech. Phys. Solids*., 1967, vol.15, no.1, pp.47-62. DOI: 10.1016/0022-5096(67)90005-1

158. Rowlands B.S., Rae C., Galindo-Nava E. The Portevin – Le Chatelier effect in nickel-base superalloys: Origins, consequences and comparison to strain ageing in other alloy systems. *Prog. Mater. Sci.*, 2023, vol.132, 101038 (66 p.). DOI: 10.1016/j.pmatsci.2022.101038

159. Roy A.K., Pal J., Mukhopadhyay C. Dynamic strain ageing of an austenitic superalloy–Temperature and strain rate effects. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2008, vol.474, pp.363-370. DOI: 10.1016/j.msea.2007.05.056

160. Russell B. Repeated yielding in tin bronze alloys. *Phil. Mag. J. Theor. Exp. Appl. Phys*., ser. 8, 1963, vol. 88, pp.615-630. DOI: 10.1080/14786436308211160

161. Sarkar A., Barat P., Mukherjee P. Investigation of Portevin–Le Chatelier effect in Al-2.5 pct Mg alloy with different microstructure. *Metall. Mater. Trans. A*., 2013, vol. 44A, pp.2604-2012. DOI: 10.1007/s11661-013-1630-1

162. Scavino G., D'Aiuto F., Matteis P., Russo Spena P., Firrao D. Plastic localization phenomena in a Mn-alloyed austenitic steel. *Metall. Mater. Trans. A*., 2010, vol. 41A, pp.1493-1501. DOI: 10.1007/s11661-010-0191-9

163. Scavino G., Di Salvo C., Matteis P., Sesana R., Firrao D. Portevin – Le Chatelier effects in a high-Mn austenitic steel. *Metall. Mater. Trans. A*., 2013, vol. 44, no 2, pp. 787-792. DOI:10.1007/s11661-012-1445-5

164. Schwab R., Ruff V. On the nature of the yield point phenomenon. *Acta Mater.*, 2013, vol.61, pp.1798-1808. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.12.003

165. Schwink Ch., Nortmann A. The present experimental knowledge of dynamic strain ageing in binary f.c.c. solid solutions. *Mat. Sci. Eng. A.*, 1997, vol.234-236, pp.1-7. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00139-1

166. Sheikh H. Investigation into characteristics of Portevin-Le Chatelier effect of an Al-Mg alloy. *J. Mater. Eng. Perform.*, 2010, vol.19(9), pp.1264-1267. DOI: 10.1007/s11665-010-9634-0

167. Shen Y.Z., Oh K.H., Lee D.N. Serrated flow behavior in 2090 Al–Li alloy influenced by texture and microstructure. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2006, vol.435-436, pp.343-354. DOI: 10.1016/j.msea.2006.07.058

168. Shibkov A.A., Zolotov A.E., Mikhlik D.V., Zheltov M.A., Shuklinov A.V. Nucleation and multiplication of Savart–Masson bands in an 5456 alloy. *Russ. Metall. (Metally)*, 2010, no. 10, pp.874-880. DOI: 10.1134/S0036029510100058

169. Shibkov A.A., Zolotov A.E., Zheltov M.A., Denisov A.A. Morphological diagram of Savart–Masson bands of macro-localized deformation. *Crystallogr. Rep.*, 2012, vol. 57, no. 1, pp.105-111. DOI: 10.1134/S1063774511030308

170. Shukla A.K., Narayana Murty S.V.S., Sharma S.C., Mondal K. The serrated flow and recrystallization in dispersion hardened Cu–Cr–Nb alloy during hot deformation. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2016, vol.673, pp.135-140. DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.014

171. Sleeswyk A.W. Slow strain-hardening of ingot iron. *Acta Metall.*, 1958, vol.6, is.9, pp.598-603. DOI: 10.1016/0001-6160(58)90101-9

172. Song Y., Voyiadjis G.Z. Constitutive modeling of dynamic strain aging for HCP metals. *Eur J Mech A Solids.,* 2020, vol.83, 104034 (13 p.). DOI: 10.1016/j.euromechsol.2020.104034

173. Sun L., Zhang Q., Cao P. Influence of solute cloud and precipitates on spatiotemporal characteristics of Portevin-Le Chatelier effect in A2024 aluminum alloys. *Chinese Physics B*. 2009, vol.18, no.8, pp.3500-3507. DOI: 10.1088/1674-1056/18/8/061

174. Tabachnikova E.D., Podolskiy A.V., Laktionova M.O., Bereznaia N.A., Tikhonovsky M.A., Tortika A.S. Mechanical properties of the CoCrFeNiMnVx high entropy alloys in temperature range 4.2-300 K. *J. Alloys and Compounds*, 2017, vol.698, pp.501-509. DOI : 10.1016/j.jallcom.2016.12.154

175. Tamimi S., Andrade-Campos A., Pinho-da-Cruz J. Modelling the Portevin – Le Chatelier effects in aluminium alloys: a review. *J. Mech. Behav. Mater*., 2015, vol.24, nos.3-4, pp.67-78. DOI: 10.1515/jmbm-2015-0008

176. Tian N., Wang G., Zhou Y., Liu K. 3, Zhao G., Zuo L. Study of the Portevin-Le Chatelier (PLC) characteristics of a 5083 aluminum alloy sheet in two heat treatment states. *Materials*, 2018, vol. 11, 1533, pp.1-16. DOI: 10.3390/ma11091533

177. Tiwari J., Balaji V., Krishnaswamy H., Amirthalingam M. Dislocation density based modelling of electrically assisted deformation process by finite element approach. *Int. J. Mech. Sci.*, 2022, vol.227, 107433 (16 p.). DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2022.107433

178. Tsai C.-W., Lee C., Lin P.-T., Xie X., Chen S., Carroll R., LeBlanc M., Brinkman B.A.W., Liaw P.K., Dahmen K.A., Yeh J.-W. Portevin-Le Chatelier mechanism in face-centered-cubic metallic

alloys from low to high entropy. *Int. J. Plast*., 2019, vol.122, pp.212-224. DOI: 10.1016/j.ijplas.2019.07.003

179. Vani Shankar, Valsan M., Bhanu Sankara Rao K., S.L. Mannan. Effects of Temperature and Strain Rate on Tensile Properties and Activation Energy for Dynamic Strain Aging in Alloy 625. *Metall. Mater. Trans. A*., 2004, vol. 35A, pp.3129-3139. DOI: 10.1007/s11661-004-0057-0

180. Wang C., Xu Y., Han E. Portevin-Le Chatelier effect of LA41 magnesium alloys. *Front. Mater. Sci. China*., 2007, vol.1, is.1, pp.105-108. DOI: 10.1007/s11706-007-0019-8

181. Wang H.D., Berdin C., Mazière M., Forest S., Prioul C., Parrot A., Le-Delliou P. Experimental and numerical study of dynamic strain ageing and its relation to ductile fracture of a C–Mn steel. *Mater. Sci. Eng. A*., 2012, vol.547, pp.19-31. DOI: 10.1016/j.msea.2012.03.069

182. Wang W., Wu D., Chen R., Lou C. Influence of temperature and strain rate on serration type transition in NZ31 Mg alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*., 2015, vol. 25, pp.3611-3617. DOI: 10.1016/S1003-6326(15)64002-X

183. Wang W.H., Wu D., Shah S.S.A., Chen R.S., Lou C.S. The mechanism of critical strain and serration type of the serrated flow in Mg–Nd–Zn alloy. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2016, vol.649, pp.214-221. DOI: 10.1016/j.msea.2015.09.100

184. Wang W.H., Wu D., Chen R.S., Zhang X.N. Effect of solute atom concentration and precipitates on serrated flow in Mg-3Nd-Zn alloy. *J Mater Sci Technol*., 2018, vol.34, pp.1236-1242. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.06.004

185. Wang X., Han G., Cui C., Guan S., Li J., Hou G., Zhou Y., Sun X. On the γ′ precipitates of the normal and inverse Portevin-Le Châtelier effect in a wrought Ni-base superalloy. *J Mater Sci Technol.*, 2019, vol.35, pp.84-87. DOI: 10.1016/j.jmst.2018.09.014

186. Wilcox B.A., Smith G.C. The Portevin – Le Chatelier effect in hydrogen charged nickel. *Acta Metall.*,1964, vol.12, pp.371-376. DOI: 10.1016/0001-6160(64)90006-9

187. Yilmaz A. The Portevin–Le Chatelier effect: a review of experimental findings. *Sci. Technol. Adv. Mater*., 2011a, vol. 12. 063001 (16 p.) doi:10.1088/1468-6996/12/6/063001

188. Yilmaz A. Temperature and surface potential correlations with serrated flow of low carbon steel. *J. Mater. Sci*., 2011b, vol.46, pp.3766-3776. DOI: 10.1007/s10853-011-5290-5

189. Yilmaz A. The Portevin-Le Chatelier effect with surface potential. *J. Alloys Compd*, 2017, vol.699, pp.436-441. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.396

190. Yuan L., Hu R., Li J., Gao X., Zhang X., Yang Y. New insights into serrated flow in Pt_2Mo-type superlattice strengthened Ni–Cr–Mo alloy at room temperature. Mater. Lett., 2016, vol.163, pp.94-97. DOI: 10.1016/j.matlet.2015.10.075

191. Yuzbekova D., Mogucheva A., Zhemchuzhnikova D., Lebedkina T., Lebyodkin M., Kaibyshev R. Effect of microstructure on continuous propagation of the Portevine – Le Chatelier deformation bands. *Int. J. Plast.*, 2017, vol.96, pp.210-226. DOI: 10.1016/j.ijplas.2017.05.004

192. Zaiser M., Hähner P. Oscillatory modes of plastic deformation: theoretical concepts. *Phys. Status Solidi B.*, 1997, vol.199, no.2, pp.267-330. DOI: 10.1002/1521-3951(199702)199:2<267::AID-PSSB267>3.0.CO;2-Q

193. Zbib H.M., Aifantis E.G. On the localization and postlocalization behavior of plastic deformation, P.I: On the initiation of shear bands. *Res Mechanica*., 1988, vol.23, pp.261-277. http://ikee.lib.auth.gr/record/225953

194. Zbib H.M., Aifantis E.G. On the gradient-dependent theory of plasticity and shear banding. Acta Mech., 1992, vol.92, pp.209-225. DOI:10.1007/ BF01174177

195. Zener C., Hollomon J.H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel. *J. Appl. Phys.*, 1944, vol.15, is.1, pp.22-32. DOI: 10.1063/1.1707363

196. Zerilli F.J., Armstrong R.W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *J. Appl. Phys.*, 1987, vol.61, is.5, pp.1816-1825. DOI: 10.1063/1.338024

197. Zhang F., Curtin W.A. Atomistically informed solute drag in Al–Mg. *Model. Simul. Mat. Sci. Eng*., 2008, vol.16. – 055006 (18 p.). DOI: 10.1088/0965-0393/16/5/055006

198. Zhang Q., Jiang Z., Jiang H., Chen Z., Wu X. On the propagation and pulsation of Portevin-Le Chatelier deformation bands: An experimental study with digital speckle pattern metrology. *Int. J. Plast.*, 2005, Vol.21, pp.2150-2173. DOI: 10.1016/j.ijplas.2005.03.017

199. Zhang S., McCormick P.G., Estrin Y. The morphology of Portevin– Le Chatelier bands: finite element simulation for Al–Mg–Si. *Acta mater*., 2001, vol. 49, is.6, pp. 1087-1094. DOI:10.1016/S1359-6454(00)00380-3

200. Zhang X., Li H., Zhan M. Mechanism for the macro and micro behaviors of the Ni-based superalloy during electrically-assisted tension: Local Joule heating effect. *J. Alloys Compd.*, 2018, vol. 742, pp. 480-489. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.01.325

201. Zhemchuzhnikova D.A., Lebyodkin M.A., Lebedkina T.A., Kaibyshev R.O. Unusual behavior of the Portevin–Le Chatelier effect in an AlMg alloy containing precipitates. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2015, vol.639, pp.37-41. DOI: 10.1016/j.msea.2015.04.094

202. Zhemchuzhnikova D., Lebyodkin M., Yuzbekovab D., Lebedkina T., Mogucheva A., Kaibyshev R. Interrelation between the Portevin Le-Chatelier effect and necking in AlMg alloys. *Int. J. Plasti.*, 2018, vol.110, pp.95-109. DOI: 10.1016/j.ijplas.2018.06.012

203. Zhou P., Song Y., Hua L., Lu J., Zhang J., Wang F. Mechanical behavior and deformation mechanism of 7075 aluminum alloy under solution induced dynamic strain aging. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2019, vol.759, pp.498-505. DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.071

204. Zhu A.-W. Evolution of size distribution of shearable ordered precipitates under homogeneous deformation: Application to an Al-Li-alloy. *Acta mater*, 1997, vol. 45, no. 10, pp. 4213-4223. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00077-3

205. Zhu A.-W. Strain localization and formation of heterogeneous distribution of shearable ordered precipitates: Application to an Al–10 at.% Li single crystal. *Acta mater*, 1998, vol. 46, no. 9, pp.3211-3220. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00488-6

206. Ziania L., Boudrahem S., Ait-Amokhtar H., Mehenni M., Kedjar B. Unstable plastic flow in the Al–2%Mg alloy, effect of annealing process. *Mater. Sci. Eng. A*., 2012, vol.536, pp.239-243. DOI: 10.1016/j.msea.2012.01.004

Финансирование. Работа выполнена в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при финансовой поддержке РНФ (грант № 20-79-10235).

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Вклад авторов равноценен.

Funding. The work was carried out at the Perm National Research Polytechnic University with the financial support of the Russian Science Foundation (grant No. 20-79-10235).

Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.

The contribution of the authors is equivalent.