



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 1, 2017

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<http://vestnik.pstu.ru/mechanics/about/inf/>



DOI 10.15593/perm.mech/2017.1.09

УДК 539.3

ПРЕРЫВИСТАЯ ТЕКУЧЕСТЬ: МОДЕЛИ, ОСНОВАННЫЕ НА ФИЗИЧЕСКИХ ТЕОРИЯХ ПЛАСТИЧНОСТИ

П.В. Трусов, Е.А. Чечулина

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 11 февраля 2017 г.
Принята: 04 марта 2017 г.
Опубликована: 30 марта 2017 г.

Ключевые слова:

обзор, эффект Портевена–Ле Шателье, прерывистая текучесть, деформационное старение, отрицательная чувствительность к скорости деформации, неустойчивость, конститутивные модели, многоуровневые модели, модели, основанные на физических теориях вязкопластичности, дислокационные модели.

АННОТАЦИЯ

Прерывистая текучесть как проявление неустойчивости пластического деформирования обнаруживается в ряде металлов и сплавов в определенных диапазонах скоростей деформации и температур при различных нагружениях. Процессы неупругого деформирования и свойства поликристаллических материалов на макроуровне, как показывают многочисленные экспериментальные и теоретические исследования, существенным образом определяются состоянием эволюционирующей мезо- и микроструктуры материала. Для описания пластической неустойчивости необходимо создание математических моделей, позволяющих учитывать самоорганизацию микроструктурных процессов, которые в конечном счете могут привести к спонтанному появлению локализации деформации.

В статье (Трусов П.В., Чечулина Е.А. Прерывистая текучесть: физические механизмы, экспериментальные данные, макрофеноменологические модели // Вестник ПНИПУ. Механика. 2014. № 3. С. 186–232) был представлен краткий обзор работ, посвященных описанию физических механизмов и экспериментальных исследований прерывистой пластичности, рассмотрены также наиболее известные макрофеноменологические модели. Однако для корректного описания пластической деформации и ее неоднородности, для учета наиболее значимых реальных физических механизмов, определяющих её и сопутствующих ей, необходимо изучать поведение материала на более низких, чем макроуровень, масштабных уровнях. Пластическая деформация обусловлена неоднородным (во времени и пространстве) движением элементарных носителей пластической деформации – дислокаций. Дислокации и барьеры дислокационной (Ломера–Коттрелла, имобильные дислокации) и недислокационной природы (облака примесных атомов, твердых частиц, выделений вторичной фазы и т.д.) позволяют описывать многоуровневые модели на мезо- и микроуровне.

В настоящей статье предлагается краткий обзор теоретических работ, основанных на физических теориях пластичности, посвященных описанию особенностей деформирования сплавов в температурно-скоростных диапазонах, в которых существенное влияние на поведение материалов оказывают диффузионные процессы. Особое внимание уделено описанию эффекта Портевена–Ле Шателье (ПЛШ), возникновение которого большинство авторов связывают с взаимодействием дислокаций с атмосферами примесных атомов.

© ПНИПУ

© Трусов Петр Валентинович – доктор физико-математических наук, профессор, e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru
Чечулина Евгения Александровна – аспирант, e-mail: Zhenya-chechulina@yandex.ru

Peter V. Trusov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru
Evgeniia A. Chechulina – Postgraduate Student, e-mail: Zhenya-chechulina@yandex.ru

SERRATED YIELDING: CRYSTAL VISCOPLASTIC MODELS

P.V. Trusov, E.A. Chechulina

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 11 February 2017
Accepted: 04 March 2017
Published: 30 March 2017

Keywords:

review, Portevin–Le Chatelier effect, serrated yielding, strain aging, negative strain-rate sensitivity, instability, constitutive models, multilevel models, crystal viscoplastic models, dislocation models.

ABSTRACT

Serrated yielding as a phenomenon of plastic deformation instability is found in a variety of metals and alloys in some range of strain rates and temperatures under different loading conditions. Theoretical and experimental studies reveal the fact that the properties of polycrystalline materials on the macrolevel during inelastic deformation are significantly defined by a condition of the evolving meso- and microstructure of the material. It is necessary to create models which describe plastic instability and microstructural self-organization process that can ultimately lead to spontaneous appearance of strain localization.

The first part of the review (Trusov P.V., Chechulina E.A. Serrated yielding: Physical mechanisms, experimental dates, macrophenomenological models. *PNRPU Mechanics Bulletin*. 2014. No. 3. – Pp. 186–232. doi:10.15593/perm.mech/2014.3.10) considers the works describing physical mechanisms, experimental studies of serrated yielding and the best known macrophenomenological models. However, a correct description of plastic deformation, its heterogeneity and account for all its attendant real physical mechanisms need to study the material behavior not on the macrolevel, but on a lower meso- and microstructural levels. Plastic deformation is associated with a non-uniform motion of elementary carriers of plastic flow, i.e. dislocations (in time and space). Dislocations and dislocation barriers (Lomer-Cottrell, immobile dislocations) and non-dislocation barriers (clouds of impurity atoms, solid particles, solid inclusion of the secondary phase etc.) make it possible to describe the multilevel model at meso- and microlevels.

In this part of the review some of the theoretical works based on the crystal plasticity are analyzed, thus describing deformation features of alloys in a wide range of temperatures and strain rates in which diffusion processes have a significant influence on the materials behavior. Special attention is paid to describing the Portevin–Le Chatelier (PLC) effect; the majority of the authors think that it appears due to the interaction of dislocations with impurity atoms.

© PNRPU

Введение

Неустойчивое пластическое течение (прерывистая текучесть), которое проявляется на диаграммах нагружения в виде ступенек или зубцов различного типа, можно наблюдать во многих сплавах, подвергнутых растяжению (Мак Рейнольдс, 1949), сжатию (Bell, 1973) или кручению (Диллон, 1963) [3] в определенном диапазоне скоростей деформаций, напряжений и температур. Такую пластическую неустойчивость обычно связывают с эффектом Портевена–Ле Шателье (ПЛШ).

Проблема появления прерывистой текучести имеет большое практическое значение, поскольку эффект ПЛШ играет отрицательную роль при обработке промышленных сплавов, ухудшая механические свойства изделий и пластичность материалов. Деформирование в режиме прерывистой пластичности, особенно на заключительных стадиях технологических процессов обработки металлов давлением, ведет к существенному ухудшению качества поверхности (шероховатости), что приводит к снижению усталостной прочности, коррозионной стойкости и аэродинамических характеристик изделий. В связи с этим экспериментальным исследованиям данного эффекта посвящено большое число работ как отечественных, так и зарубежных авторов.

В первой части обзора [24] был представлен краткий обзор работ, посвященных описанию физических механизмов и экспериментальных исследований прерывистой пластичности, рассмотрены наиболее известные макрофеноменологические модели. Следует отме-

титель, что свойства материала на макроуровне в значительной степени определяются его микроструктурой, которая в большинстве макрофеноменологических моделей не учитывается. Кроме того, сложность физической интерпретации соотношений и параметров, абстрагирование от вопросов эволюции микроструктуры делают макрофеноменологические модели малоприменимыми для разработки новых материалов и предсказания их свойств.

В настоящей статье анализируются некоторые теоретические работы, основанные на физических теориях пластичности, посвященные описанию особенностей деформирования сплавов в температурно-скоростных диапазонах, в которых существенное влияние на поведение материалов оказывают диффузионные процессы. Особое внимание уделено описанию эффекта ПЛШ, возникновение которого большинство авторов связывают с взаимодействием дислокаций с атмосферами примесных атомов.

Из-за возросшего в последнее время интереса к эффекту Портевена–Ле Шателье, одной из главных задач в изучении которого является определение критерия потери устойчивости пластического деформирования и установление области существования данного типа неустойчивости, в литературе представлено большое число моделей различных типов для его описания, в частности – феноменологические [71, 97], модели, основанные на физических теориях пластичности [35, 66, 77, 87, 89, 90, 95], модели дислокационной динамики [15, 35, 36, 37]; следует отметить также обзорные работы, содержащие описания различных моделей [57, 82, 93, 96] и физических механизмов, ответственных за появление данного эффекта [9, 10].

1. Эффект Портевена–Ле Шателье

Эффект Портевена–Ле Шателье как проявление неустойчивости пластического течения можно наблюдать для широкого класса сплавов при произвольных видах нагружения в определенных диапазонах скоростей деформации и температур.

В экспериментах на одноосное нагружение эффект ПЛШ проявляется в следующем: при низких скоростях деформирования и повышенной температуре диаграмма σ – ϵ приобретает пилообразную форму («зубчики») при «жестком» нагружении; при «мягком» нагружении диаграмма становится ступенчатой [2, 3].

В ряде работ, посвященных исследованию эффекта ПЛШ, проявление последнего связывают с возникновением полос сдвига, наблюдаемых на боковой поверхности плоских образцов, которые представляют собой области локализованной деформации [17, 28, 30, 59, 60, 70, 95]. Выделяют три основных типа проявления эффекта Портевена–Ле Шателье: 1) тип А – появление и движение вдоль оси образца одиночной (уединенной) деформационной полосы, которое может происходить многократно; 2) тип В – деформационные полосы появляются и исчезают в осциллирующем или перемежающемся режиме, распространяясь вдоль образца (stop-and-go); 3) тип С – полосы возникают (и пропадают) случайным образом по длине образца. Приведенная классификация является условной; в реальных опытах может наблюдаться различное сочетание этих трех типов [4, 12].

Закономерности локализации пластической деформации в образце при его нагружении, как отмечается в ряде работ [5, 6, 13, 27, 28], часто коррелируют со скачкообразным характером деформационной кривой, при этом каждый скачок напряжения на диаграмме σ – ϵ связывают с возникновением или распространением деформационной полосы по боковой поверхности образца. В работах ряда авторов предлагаются методы подавления эффекта ПЛШ [7, 27, 29, 84].

Сопоставление экспериментальных данных позволяет сделать вывод, что эффект ПЛШ проявляется при отрицательной скоростной чувствительности напряжения течения m [35, 47, 50, 59, 60, 64, 71]. В условиях одноосного нагружения при заданной температуре скоростную чувствительность можно определить следующим соотношением:

$$m = \frac{\ln(\sigma_1 / \sigma_2)}{\ln(\dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2)},$$

где при ступенчатом увеличении скорости деформации от $\dot{\epsilon}_1$ до $\dot{\epsilon}_2$ величина напряжения изменяется от σ_1 до σ_2 .

Краткий обзор известных теоретических и экспериментальных работ описания неустойчивого пластического течения содержится в [82]. Все модели описания эффекта ПЛШ можно разделить на две основные группы: (I) модели, основанные на макроскопическом описании деформационных полос, предложенные Kubin и Estrin [71] и затем модифицированные другими исследователями [97]; (II) модели, основанные на микроскопическом описании динамического деформационного старения с использованием внутренней переменной – времени старения, предложенные MacCormick [79, 80] и модифицированные в работах [59, 83]. В работе [82] представлена модификация модели MacCormick [80] для никелевого сплава, учитывающая динамическое деформационное старение (ДДС). Расчеты проведены для одноосного растяжения при малых деформациях. Параметры для жаропрочного никелевого сплава были получены из испытаний на растяжение при постоянной скорости деформации.

В работе [70] для воспроизведения распространяющихся полос деформации используется прямая упруговязкопластическая модель поликристалла [25]. Численные эксперименты на растяжение при постоянной скорости деформации 10^{-3} с^{-1} для Al-Mg сплава были проведены для образцов прямоугольного сечения $0,5 \times 2 \times 12$ мм (расчеты проведены с шагом по времени $t = 0,005$ с). В результате моделирования авторам удалось воспроизвести деформационные полосы, наблюдаемые в эксперименте, которые распространялись непрерывно от одного конца образца к другому, где они либо отражались, либо начинали распространяться заново, что характерно для полос деформации типа А.

В работе [81] представлены результаты экспериментальных и численных исследований эффекта ПЛШ при простом сдвиге в Al-Mg сплаве при различных скоростях деформации и температурах. Прямые наблюдения поверхности образца с использованием метода корреляции цифровых изображений позволили выявить различные типы полос деформации в зависимости от напряжений и скорости деформации. Для описания поведения алюминиевых сплавов, в которых зачастую при деформировании могут проявляться различные типы неустойчивости пластического течения, в частности эффект Портевена–Ле-Шателье, используются конститутивные модели MacCormick и Johnson-Cook с использованием анизотропного и изотропного закона упрочнения соответственно.

2. Влияние состава и микроструктуры материала на характер деформационных кривых

При численном исследовании процессов деформации важную роль играет корректное описание свойств материала деформируемого образца в широком диапазоне величин пластических деформаций, скоростей деформаций и температур. В большинстве случаев

уравнения состояния в математических моделях процессов деформирования формируются на основании тщательно проведённых экспериментов и учитывают некоторое количество эмпирических констант.

Известно, что многие материалы демонстрируют сходные закономерности, многообразие свойств чистых металлов и сплавов зависит не только от физико-химических взаимодействий и микроструктуры, возникающих на стадии создания материала (например, кристаллизацией из расплавов), но и от процессов, происходящих на стадиях последующей термомеханической обработки заготовок. Большинство используемых в промышленности сплавов образуются на основе некоторого основного металла (например, железа – в сталях), остальные компоненты могут составлять от десятых (и сотых) долей до десятков процентов атомной массы; в дальнейшем атомы последних будут называться «примесными».

Для рассматриваемой в предлагаемой работе прерывистой текучести к классу наиболее важных процессов относятся диффузионные процессы, изучению и описанию которых посвящено огромное число теоретических и экспериментальных работ. В последнее время в литературе появляется большое количество статей, в которых представлены исследования влияния на параметры скачкообразной деформации микроструктуры сплавов и концентрационных характеристик примесных атомов [5, 11, 18, 21, 31, 78, 84, 94, 101]. В данном разделе приведены некоторые теоретические и экспериментальные работы, в которых отражено влияние микроструктуры и состава материала на вид деформационных кривых.

Пластическая деформация твердых тел обусловлена главным образом движением краевых дислокаций, которые при своем движении преодолевают различные препятствия: точечные (примесные атомы), линейные (барьеры Ломера–Коттрелла и другие), поверхностные (границы зерен, двойников и т.д.) и объемные (выделения вторичных фаз и другие). В общем случае дислокации располагаются и движутся в разных плоскостях скольжения, в том числе и пересекающихся. Подвижность дислокаций в неидеальных кристаллах уменьшается за счет их взаимодействия друг с другом и с другими дефектами. Такое взаимодействие приводит к торможению движущихся дислокаций; к иммобилизованным дислокациям могут диффундировать атомы примесей.

Влияние точечных дефектов на свойства материалов весьма велико, атомы примеси образуют вокруг дислокаций зону повышенной концентрации, что затрудняет движение последних [14, 19, 21, 22, 26, 45, 46, 69]. При этом дислокации взаимодействуют с атомами примеси упругими полями напряжений, примесные атомы испытывают со стороны дислокаций силы притяжения или отталкивания. С одной стороны от плоскости скольжения расположена область гидростатического (всестороннего) сжатия, а с другой – гидростатического растяжения. Чем больше фактор размерного несоответствия атомов растворенного элемента и основы, тем сильнее эти атомы тормозят дислокации и тем больше энергия упругого взаимодействия дислокации с примесным атомом. Атомы внедрения притягиваются к области гидростатического растяжения и располагаются не в совершенной области решетки, где создают поля значительных напряжений, а под краем экстраплоскости, где им энергетически выгоднее размещаться.

Притяжение атомов примесей, вызванное разными причинами, приводит к «осаждению» этих атомов вдоль края экстраплоскости, такую область повышенной концентрации примесных атомов внедрения вдоль линии дислокации называют атмосферой Коттрелла. Атомы примеси в атмосфере Коттрелла «привязаны» к дислокации силами упругого взаимодействия. Дислокация при скольжении стремится увлечь за собой атмосферу Коттрелла, которая, в отличие от самой дислокации, может перемещаться на расстояния

больше межатомного только диффузией, т.е. сравнительно медленно. Поэтому атмосфера из растворенных атомов способна перемещаться вместе с дислокацией, находящейся в центре этой атмосферы, лишь при высоких температурах и очень малых скоростях скольжения дислокации. При увеличении скорости скольжения атмосфера отстает от ядра дислокации, дислокация «освобождается» от дополнительного тормозящего её движение воздействия, происходит падение критического сдвигового напряжения. Аналогичный эффект возникает одновременно для значительного количества дислокаций, что на макроуровне находит отражение в резком уменьшении напряжения течения.

В работе [31] приводятся результаты исследования сплавов АМг3 и АМг6, в которых существенное влияние на механическую прочность и характеристики скачкообразной деформации играет микроструктура. Обнаружены границы существования скачкообразной деформации, переход от зубчатой формы кривой σ – ϵ к гладкой наблюдается при добавлении 0,5% Si в сплавах АМг3, переход от монотонных зависимостей к скачкообразным при нагружении образцов холоднокатаного сплава АМг6 происходит с ростом температуры отжига образцов. Авторы предполагают, что наличие в границах зерен примесных частиц Mg или Al подавляют макроскопическую скачкообразную деформацию, влияют на формирование атмосфер Коттрелла.

Авторы статьи [26] предлагают способ повышения прочности металлических материалов на примере Al сплавов. Высокая плотность дислокаций в границах зерен и отсутствие дислокаций в их внутренних областях в ультрамелкозернистых материалах повышает роль границ зерен как источников и стоков дислокаций. В результате создаются благоприятные условия для стекания примесных атомов в область границ зерен. Дислокации оказываются погруженными в твердый раствор с повышенной концентрацией примесных атомов. Показано, что при варьировании фактора размерного несоответствия и подбором примесных элементов с соответствующими радиусами атомов и их концентрации в Al сплавах, подвергнутых интенсивной пластической деформации, можно повысить вклад напряжения закрепления дислокаций в предел текучести ультрамелкозернистых сплавов.

В [84] представлены результаты исследования влияния микроструктуры образцов на проявления эффекта Портвена–Ле Шателье в Al-Mg-Sc сплаве с нерекристаллизованной, частично перекристаллизованной и полностью рекристаллизованной зеренной структурой. Авторами было установлено, что измельчение зерна способствует возникновению неустойчивости пластического течения, появление первого скачка критического напряжения происходит при более низких скоростях деформирования, амплитуда скачков, наблюдаемых при комнатных температурах, возрастает в несколько раз, что указывает на значительное увеличение вклада в упрочнение за счет взаимодействия атомов растворенного вещества с дислокациями. При этом измельчение зерна уменьшает локализацию деформации и снижает шероховатость поверхности.

На микроскопическом уровне эффект ПЛШ, как предполагается в работах [8, 20, 47, 48, 55, 56, 59, 60, 65, 71, 81], связан с динамическим деформационным старением, обусловленным взаимодействием между подвижными дислокациями, временно остановившимися на препятствиях (дислокациях леса или других дефектах), и диффундирующими атомами примеси, которые дополнительно закрепляют дислокации.

MacCormick повышенную диффузию атомов растворенного вещества объяснял увеличением плотности дислокаций и увеличением концентрации вакансий в процессе деформирования. В работах [58, 59, 70, 72] предполагается, что существенную роль в ДДС играет диффузия атомов примеси вдоль мобильных дислокаций и дислокаций леса, а не

объемная диффузия и вакансионный перенос вещества. Авторы работ [53, 100] также объясняют высокую диффузию примесных атомов при деформировании сплавов туннельной диффузией. Данный подход предсказывает очень высокие значения концентрации примесных атомов в области гидростатического растяжения и очень низкие – в области гидростатического сжатия.

Для описания неустойчивости пластического течения, связанного с эффектом Портевена–Ле Шателье, Valik и Lukac [45] предложили модель трения, в которой примесные атомы внедрения располагаются вдоль линии дислокации, образуя атмосферы, и распространяются за счет диффузии вдоль линии дислокации. В работе анализируется зависимость напряжения течения от скорости движения дислокации, температуры и концентрации растворенного вещества. Показано, что динамическое деформационное старение и отрицательная чувствительность к скорости деформации зависят от наличия примеси. Были получены зависимости напряжения от температуры для трех различных концентраций примеси и четырех значений скорости дислокаций, показано, что вид расчетных кривых соответствует экспериментальным зависимостям.

В работе [47] отмечается влияние динамического деформационного старения на эффект ПЛШ. Авторы попытались воспроизвести данный тип неустойчивости при одноосном нагружении, учитывая только динамическое старение, ведущее к отрицательной скоростной чувствительности. Для теоретического описания используется модель, которая позволяет отделить скачкообразное и монотонное поведение на кривой деформации. Модель включает в себя систему дифференциальных уравнений в частных производных и однородные граничные условия, для которой в случае одноосного нагружения получено аналитическое решение.

Проявление эффекта ПЛШ в условиях ДДС зависит от ряда факторов: температуры, средней скорости деформации, наличия растворенных веществ и барьеров дислокационной и недислокационной природы. Основой существующих моделей для описания ДДС является понимание того, как атомы растворенного вещества в сплаве взаимодействуют с дислокациями в процессе деформации.

Если времена диффузии атомов примеси при некоторых скоростях деформации и температурах соизмеримы с временами активации движения дислокаций, то зависимость σ – ϵ может приобрести зубчатую форму. Увеличение скорости деформации (при данной температуре) и, соответственно, уменьшение времени остановки (задержки) дислокаций на препятствиях может привести к снижению ДДС, что, в свою очередь, облегчает термическую активацию дислокаций и может привести к отрицательной скоростной чувствительности напряжения течения.

В работе [53] рассмотрены некоторые существующие модели для описания механизма ДДС и их основные недостатки. Показано, что механизм ДДС и отрицательная чувствительность к скорости деформирования могут быть объяснены туннельной диффузией атомов растворенного вещества непосредственно через плоскость скольжения от области гидростатического сжатия в область растяжения. Данный механизм диффузии вызывает большую разницу энтальпии между атомами растворенного вещества по обе стороны от плоскости скольжения, что приводит к дополнительному упрочнению при взаимодействии дислокаций и примесных атомов. В работе используется кинетическая модель для описания движения атомов Mg в Al-Mg сплаве, предлагаются эволюционные уравнения для концентрации атомов, решение производится методом Монте-Карло. Представлены

карты распределения атомов Mg при 500 K и исходной концентрации Mg – 0,05 %. Результаты, полученные с использованием модели, находятся в хорошем соответствии с экспериментальными данными.

Для объяснения влияния ДДС на эффект Портевена–Ле Шателье Zhang и Curtin предложили модель [100], которая описывает сопротивление движению дислокаций примесными атомами при деформировании Al-Mg сплавов, в основе которой лежит механизм туннельной диффузии. Авторы изучали процессы диффузии в Al-Mg сплавах при различных температурах и концентрациях примеси, в особенности – роль решеточной и туннельной диффузии. Дифференциальные уравнения диффузии используются для получения стационарного распределения облаков примесных атомов в зависимости от скорости дислокаций, температуры и концентрации Mg.

Моделирование показало, что при скоростях дислокаций, превышающих некоторое критическое значение, соответствующее максимальному напряжению торможения дислокаций, концентрация Mg резко уменьшается в области гидростатического сжатия, атомы притягиваются к области гидростатического растяжения, находящейся под краем экстраплоскости, где их расположение дает выигрыш в энергии. Это приводит к асимметричному распределению атомов Mg вокруг дислокаций. При скоростях дислокаций, значительно превышающих критическую, сопротивление движению дислокаций уменьшается, и облака примесных атомов уже не могут внести существенный вклад в напряжение торможения дислокаций. Результаты численного моделирования показывают хорошее соответствие экспериментальным данным при деформировании в широком диапазоне концентраций и температур; отметим, они согласуются с экспериментальными данными, приведенными в более поздней работе [32].

Влияние примесей на закономерности пластической деформации кристаллов с позиций эффекта динамического старения рассмотрено в статье [21]. Представленная в работе модель состоит из двух подмоделей: первая описывает кинетику иммобилизации отдельных дислокаций за счет увеличения примесей, вторая описывает коллективную динамику дислокационного ансамбля. Объединенная модель позволяет рассчитывать концентрационную и температурную зависимости вклада примесных атомов в деформирующее напряжение; используемая теория объясняет аномальную температурную зависимость предела текучести, экспериментально наблюдаемую в ряде материалов.

В обзорной статье [57] рассматриваются различные механизмы взаимодействия между атомами растворенного вещества и движущимися дислокациями. Предложенные для их описания теории зачастую работают в узком диапазоне, в котором динамическое деформационное старение оказывает значительное влияние на процессы, происходящие в материале, что ограничивает область применения данных моделей. Во многих из предложенных моделей приводятся только общие формулировки и качественные характеристики, а некоторые детали, например специфические формы уравнений или значения материальных констант, не всегда описываются в публикациях.

Таким образом, можно констатировать, что наиболее распространенные модели, опирающиеся на рассмотрение влияния динамического деформационного старения основаны на классических представлениях Коттрелла [52], согласно которым возникновение эффекта ПЛШ объясняют диффузией примесных атомов к дислокациям и «закрепление» последних за счет взаимодействия с атомами примеси.

3. Модели, основанные на физических теориях вязкопластичности

В последние 15–20 лет в связи с широким распространением для исследования поведения материалов при неупругом деформировании многоуровневых моделей, базирующихся на различных физических теориях пластичности и вязкопластичности, растет количество работ, в которых указанный класс моделей применяется для анализа прерывистой пластичности.

Для многих материалов, проявляющих прерывистую текучесть, наблюдаются два качественно различных режима зависимости критического напряжения от скорости деформации и температуры эксперимента, которые принято обозначать как нормальное и обратное (аномальное или инверсное) поведение. Нормальное прерывистое течение ПЛШ возникает, когда критическая пластическая деформация (деформация появления первого скачка напряжения) возрастает с ростом скорости деформирования и уменьшением температуры. При уменьшении критической деформации с ростом скорости деформирования и уменьшением температуры испытания возникает обратная зависимость, которую называют аномальным течением.

Исследованию эффекта Портевена–Ле Шателье как с экспериментальной, так и с теоретической точки зрения посвящена работа [50]. В работе предлагается модель, которая качественно объясняет экспериментально наблюдаемую обратную скоростную и аномальную температурную зависимость напряжения течения в пересыщенных твердых растворах. Рассмотрено влияние гомогенных и гетерогенных включений вторичных фаз (осадков) на характеристики эффекта ПЛШ в концентрированных твердых растворах, условия возникновения прерывистой текучести, проведено сравнение с экспериментальными данными. Выявлено, что в концентрированных твердых растворах критическая деформация, необходимая для возникновения эффекта Портевена–Ле Шателье, должна испытывать «обратную» температурную зависимость по сравнению с разбавленными твердыми растворами.

Механизм возникновения аномального эффекта Портевена–Ле Шателье, т.е. увеличения (а не уменьшения с ростом температуры и понижением скорости деформации величины критической деформации появления первых скачков нагрузки на диаграммах деформации, обсуждается в [15]. В работе используется квазистатическая модель динамического деформационного старения, которая учитывает, что движение дислокаций в процессе пластической деформации происходит с остановками их на барьерах, которые дислокации преодолевают с помощью тепловых флуктуаций.

Нормальный эффект ПЛШ объясняется блокировкой дислокаций междузельными атомами, обратный – закреплением дислокации атомами замещения. Нормальное поведение связывают с возникновением полос типа А и В, напротив, полосы типа С появляются и распространяются при обратном эффекте Портевена–Ле Шателье при блокировке дислокаций атомами замещения).

В работе [49] приведены одномерная и трехмерная версии модели, учитывающие ДДС, которые адекватно воспроизводят как нормальный, так и обратный эффект Портевена–Ле Шателье. Для одномерной модели по аналогии с работой [85] предложено аддитивное разложение напряжения течения. Упрочнение определяется по закону Войса. При расчетах предполагается, что время, необходимое для активации движения дислокаций, равно времени ожидания на локальных препятствиях.

Предлагаемая нелинейная упруговязкопластическая модель в трехмерной постановке была реализована в пакете ABAQUS. Данные по одноосному растяжению образцов из алюминиевого сплава 2024 были использованы для идентификации модели. Результаты численных расчетов показали качественное и количественное соответствие экспериментальным данным.

Модель для определения сопротивления деформации, представленная в виде системы интегродифференциальных уравнений, описывающих в совокупности упрочнение материала в результате приращения плотности дислокаций и блокирования движения свободных дислокаций границами зерен и субзерен, учитывающая разупрочнение из-за возврата и рекристаллизации, предложена в [91]. Физические процессы упрочнения и разупрочнения происходят при изменении формы деформационной кривой и влияют на физико-механические свойства сплавов. В сплавах с большим количеством включений может наблюдаться барьерный эффект, проявляющийся в остановке подвижных свободных дислокаций на границах зерен, субзерен, примесных атомах и включениях. В модель сопротивления деформации были введены дополнительные внутренние параметры, отвечающие за блокирование движения подвижных дислокаций примесными атомами и включениями. Модель позволяет описать сопротивление деформации сплавов при высокотемпературной деформации с учетом комбинированного влияния упрочнения, восстановления, рекристаллизации и барьерных эффектов (блокировки свободных дислокаций примесными атомами), а также эффект Портвена–Ле Шателье. Параметры модели определялись в процессе ее идентификации по экспериментальным данным, полученным при одноосном растяжении образцов сплава АМг6в диапазоне скоростей деформации от 5 до 25 с⁻¹ и температурах 400 и 500 °С.

Предложенная в более ранней работе данных авторов [23] модель, описывающая сопротивление деформации металломатричного композита 15 % SiC–Al при высокотемпературной пластической деформации (при температурах 450 и 500 °С), для диапазона скоростей деформаций от 0,1 до 10 с⁻¹ с достаточно хорошей точностью описывает поведение материала.

Известно, что движение дислокаций не является непрерывным, а носит скачкообразный характер, при этом свободное движение чередуется с остановками на локализованных препятствиях в течение некоторого времени ожидания [12, 83]. За время диффузии (время, необходимое для ДДС) примесные атомы диффундируют к дислокациям и служат дополнительным препятствием для термоактивируемого открепления дислокаций. Время ожидания уменьшается с ростом скорости деформации.

Существует два основных вида взаимодействия дислокаций с неподвижными точечными дефектами: термоактивированный механизм и атермический (силовое взаимодействие возникает при превышении некоторого критического напряжения). Термоактивированный механизм взаимодействия дислокаций с точечными дефектами зависит от скорости движения дислокации и температуры, атермическое взаимодействие возникает при остановке дислокаций на барьерах Пайерлса или точечных включениях и зависит от скалярной плотности дислокаций. В ряде работ [16, 51, 61, 62, 63, 69] показан вклад данных механизмов, которые могут объяснить характер движения дислокаций и взаимодействия с точечными дефектами.

В работе [92] для описания деформационного старения используется вязкопластическая модель, учитывающая чувствительность к скорости деформирования. Точный тип основных мигрирующих дефектов неизвестен, это могут быть вакансии, примесные атомы или другие дефекты.

Концентрация дефектов в работе описывается следующим выражением:

$$c_a(t) = \left(1 - \exp \left(- \left(\frac{t_a}{t_0} \right)^n \right) \right),$$

где t_a – время ожидания дислокаций на препятствиях; t_0 – время диффузии; n – коэффициент, изменяющийся от 0 до 1, значение которого связано с энергией взаимодействия между линией дислокации и движущимся дефектом. Адекватность модели проверялась на основе сопоставления с экспериментальными данными по одноосному сжатию монокристаллов оксида урана.

В работе [93] приводится следующая формула для описания средней концентрации атомов растворенного вещества вокруг дислокаций:

$$c_a(t) = c_m \left(1 - \exp \left(- \frac{c_0}{c_m} \left(\frac{t_a}{t_0} \right)^n \right) \right), \quad c_m = c_0 \exp \left(\frac{W}{k\theta} \right),$$

где c_m – значение насыщения концентрации атомов растворенного вещества на дислокациях; c_0 – номинальная концентрация растворенного вещества во всем объеме кристалла; t_a – время ожидания дислокаций на препятствиях; t_0 – время, необходимое для диффузии примесей к дислокациям; $n = 2/3$ – коэффициент; W – энергия взаимодействия между атомом растворенного вещества и дислокацией; k – постоянная Больцмана; θ – температура.

4. Исследования пластической деформации твердых тел на основе дислокационной динамики

Процессы неупругого деформирования и свойства поликристаллических материалов на макроуровне, как показывают многочисленные экспериментальные и теоретические исследования, существенным образом определяются состоянием эволюционирующей мезо- и микроструктуры материала. Очевидно, что для качественного воспроизведения пластической неустойчивости необходимо создание моделей, способных описывать самоорганизацию микроструктурных процессов, которые, в конечном счете, могут привести к спонтанному появлению локализации деформации. Неоднородная деформация связана с передвижением элементарных носителей пластической деформации – дислокаций. Дислокации и барьеры дислокационной (Ломера–Коттрелла, иммобильные дислокации) и недислокационной природы (облака примесных атомов, твердых частиц, выделений вторичной фазы и т.д.) рассматривают на мезо- и микроуровне. Понимание многоуровневого характера пластической деформации и ее неоднородности, которая может проявляться на различных масштабных уровнях, пришло относительно недавно [39, 66, 68].

Для корректного описания пластической деформации и ее неоднородности, для учета наиболее важных реальных физических механизмов необходимо изучать поведение материала на более низких, чем макроуровень, масштабных уровнях. В данном разделе проведен анализ некоторых моделей, описывающих эволюцию дислокационной субструктуры. В обзорной статье [73] представлены теории упрочнения, основанные на рассмотрении дислокационных субструктур, и описаны некоторые экспериментальные работы. Предполагается, что основным механизмом неупругого деформирования является движение

краевых дислокаций, которые при этом взаимодействуют между собой и с дефектами кристаллической решетки: точечными (примесные атомы), линейными (барьеры Ломера–Коттрелла и др.) и объемными (выделения вторичных фаз и другие).

Моделирование на основе дислокационной динамики является наиболее универсальным подходом к изучению поведения больших массивов дислокаций, их согласованного движения и взаимодействия; данные модели позволяют получить зависимости плотности дислокаций от параметров воздействия (степени деформации, скорости деформации и температуры), а также от параметров структуры (размеры зерен, субзерен, фрагментов, их ориентации). Достоинством таких моделей является способность описать структуру, прочность и пластичность металлов и сплавов на микроструктурном уровне.

Дислокационная модель, развитая для анализа эволюции микроструктуры и механизмов деформации нанокристаллических материалов с размером зерна менее 100 нм, предлагается в [1]. В модели рассматриваются совместные действия различных конкурирующих деформационных механизмов в процессе деформации образцов. Учитывается общая плотность дислокаций, плотность дислокаций во внутренних областях возрастает за счет действия источников Франка–Рида в стенках границ, обращенных во внутреннюю область фрагментов. Плотность дислокаций убывает за счет их стока в границы фрагментов.

Модель позволила рассчитать эволюцию плотности частичных дислокаций во внутренних областях фрагментов, двойников, плотности дислокаций в границах фрагментов и полной плотности дислокаций, разориентировки между фрагментами, объемную долю двойников в зависимости от степени деформации. Для идентификации параметров модели используются экспериментальные данные по растяжению медных образцов. На основе модели было оценено влияние отдельных деформационных механизмов на экспериментально наблюдаемые особенности механического поведения наноматериалов.

В работе [64] показано, что в условиях отрицательной чувствительности к скорости деформации макроскопическая неустойчивость пластического течения может проявляться при кооперативном движении дислокаций. Переход от микроскопического описания неустойчивости пластического течения к макроскопическому может быть реализован за счет введения пространственной связи, как, например, было предложено в [74]. Отмечается, что выбор связей между микроскопическими и макроскопическими параметрами имеет важное значение в описании эффекта ПЛШ.

Современные дислокационные модели позволяют описать поведение линейных дефектов при пластическом деформировании, их использование дает возможность проследить поля распределения и движения краевых дислокаций. Во многих моделях используется разделение дислокаций на различные типы (мобильные – иммобильные [34, 41, 42, 43, 44, 68, 76, 98, 99], статистически накопленные и геометрически необходимые [95]).

Для описания плотностей дислокаций с одинаковыми плоскостями залегания и отличающимися векторами Бюргерса в работах [33, 39, 54, 67, 75, 86] используется разделение краевых дислокаций на положительные и отрицательные. Положительный или отрицательный знак отражает направление движения одиночной дислокации при предписанном сдвиговом напряжении.

Упругопластическая конститутивная модель для описания эволюции плотности дислокаций в образцах монокристалла алюминия предлагается в [39]. Градиент деформации представляется в виде мультипликативного разложения на упругую и пластическую составляющие по аналогии с работой [40]. В рассмотрение вводятся положительные и отрицательные краевые и винтовые дислокации, учитываются такие дислокационные механизмы, как раз-

множение дислокаций, их аннигиляция, закрепление дислокаций примесными атомами. Скорость сдвига на каждой системе скольжения (СС) определяется из уравнения Орована с учетом эволюции плотности дислокаций, приведены соотношения для определения скорости подвижных краевых и винтовых дислокаций. Плотности винтовых и краевых дислокаций рассчитываются на каждой системе скольжения. Реализация модели осуществлялась с использованием метода конечных элементов (МКЭ) в программном пакете ABAQUS, параметры модели были определены из экспериментальных данных.

В работе [43] представлена конститутивная вязкопластическая дислокационная модель для описания поведения поликристаллических металлов и сплавов с ГЦК-решеткой при высоких скоростях деформации. Данная модель основана на использовании изотропного закона упрочнения и учитывает в своем рассмотрении скольжение дислокаций. Скорость сдвига на каждой СС определяется из уравнения Орована с учетом плотностей различных типов дислокаций и средней скорости их движения. В работе приводится разделение всех дислокаций на мобильные и иммобильные с введением механизмов их зарождения, размножения, аннигиляции и остановки на барьерах (границах зерен, дислокациях леса и облаках примесных атомов). Плотности подвижных и неподвижных дислокаций используются в качестве внутренних переменных, для которых сформулированы отдельные эволюционные уравнения. В работе обсуждается влияние включений из примесных атомов (их формы, размера и концентрации) на скольжение дислокаций. В предложенной модели не рассматривается неоднородное зарождение дислокаций от источников. Полученные результаты расчетов с использованием модели для образцов из алюминиевого сплава 6061-T6 показали хорошее соответствие экспериментальным данным.

Модификация вязкопластической модели [43], основанная на использовании анизотропного закона упрочнения для исследования ударно-волнового нагружения, предложена в работе [44]. Скорость сдвига в каждой СС определяется плотностями соответствующих типов дислокаций и средними скоростями их движения (по уравнению Орована). Представлены эволюционные уравнения для плотностей различных типов дислокаций, учитывающие их однородное и неоднородное зарождение. Проведено сравнение результатов расчетов с применением модели с экспериментальными данными, полученными при ударно – волновом нагружении трех поликристаллических металлов (Cu, Ni, и Al). Недостатком данной модели является наличие большого числа параметров, используемых для описания эволюции субструктуры, которые трудно однозначно определить из имеющихся экспериментальных данных.

Модель дислокационной динамики для описания поведения монокристаллов α -Fe и сплавов Fe-Ni, Fe-Cr, основанная на построении системы эволюционных уравнений для плотностей различных типов дислокаций, представлена в работе [76]. Основным источником дислокаций полагаются источники Франка-Рида, представленные в виде конечных дислокационных сегментов; общая плотность дислокаций разделяется на мобильные и иммобильные. В рамках дислокационного подхода подвижность винтовых дислокаций относительно краевых дислокаций считается незначительной. Получены графики степенной зависимости подвижности краевых дислокаций от температуры в сплаве Fe-Ni при изменении концентрации никеля от 5 до 20 %. Значения параметров, используемых в модели, определяются в процессе ее идентификации по экспериментальным данным.

Анализ полученных результатов показал, что подвижность краевых дислокаций выше в сплавах Fe-Ni по сравнению с α -Fe и возрастает при увеличении концентрации Ni. Подвижность дислокаций в сплавах Fe-Cr сравнима с подвижностью краевых дислокаций

в чистом железе. Основным преимуществом модели является возможность предсказать упрочнение материала за счет учета взаимодействия дислокаций и точечных дефектов.

В статье [41] рассматривается модификация ранее предложенной авторами модели [42, 76] для описания поведения поликристаллов от микро- до макромасштабов. Скорость сдвига и упрочнение кристалла рассчитываются исходя из скорости движения дислокаций и скоростей их реакций. Скорости сдвига на каждой СС определяются с использованием классического закона Орована, скорости дислокаций зависят от сдвиговых и критических напряжений, а также чувствительности к скорости деформирования. В работе приведены эволюционные уравнения для плотностей дислокаций, общая плотность дислокаций разделяется на плотности положительных и отрицательных дислокаций. В целом модель незначительно отличается от изложенной в цитируемых выше работах. Результаты моделирования обнаруживают хорошее приближение к экспериментальным данным при анализе деформирования образцов из сплава титана и меди.

К данному направлению относится упругопластическая модель, изложенная в работе [99]. В модели различаются следующие типы дислокаций: дислокации леса, положительные и отрицательные мобильные дислокации на СС. Поликристалл представляется в виде набора зерен, каждое зерно имеет эллипсоидальную форму и определенную ориентацию. Упрочнение кристалла описывается аддитивной суммой слагаемых: упрочнение кристалла при остановке дислокаций на дислокациях леса, при остановке дислокаций границами зерен, при торможении дислокаций на включениях из примесных атомов. Описана эволюция плотности дислокаций, а также эволюция плотности барьеров. Данная модель удовлетворительно описывает циклическое сжатие при больших пластических деформациях образцов алюминиевого сплава AA6022-T4 и может быть использована для описания деформирования широкого круга алюминиевых сплавов.

Одна из первых моделей, для описания эффекта ПЛШ с учетом дислокационной динамики принадлежит Schoeck [88]. В работе рассматривается влияние ДДС и чувствительности к скорости деформирования как возможные причины возникновения эффекта ПЛШ. В модели выделяют только подвижные дислокации, плотность которых зависит от времени и скорости деформирования в явном виде и описывается с помощью дифференциального кинетического уравнения.

В силу того что в процессе своего движения дислокации останавливаются на барьерах различной природы, за время ожидания примесные атомы диффундируют к дислокациям и дополнительно закрепляют их на препятствиях. Возможность переноса атомов примеси вместе с дислокациями зависит от скорости деформации и температуры. Согласно теории Коттрелла, дислокации, окруженные примесными атомами, движутся вместе с примесными облаками при низких скоростях деформирования. В случае высоких скоростей деформации дислокации движутся, «не замечая» примесных атомов. На кривых деформации $\sigma(\varepsilon)$ данные интервалы соответствуют монотонному характеру кривой, эффект ПЛШ возникает, если временные масштабы остановок дислокаций и диффузии примесей сопоставимы.

В работе учитывается среднее число локализованных препятствий, которые пересекают дислокации в процессе своего движения до остановки на барьере, приведены выражения для оценки времени ожидания дислокаций на препятствиях и времени диффузии.

Было оценено влияние отдельных деформационных механизмов на экспериментально наблюдаемые особенности поведения материала, высказаны предположения о связи наблюдаемых макроскопических неоднородностей возникновения деформационных по-

лос на боковой поверхности образцов при их деформировании) с микроскопическими неустойчивостями. Авторы работы предполагают, что проявление макроскопической неустойчивости пластического течения зависит от характеристик деформационной машины и нагружающего устройства.

В работе [56] предлагается вязкоупругая конститутивная модель, учитывающая динамическое деформационное старение, а также процессы динамического возврата и рекристаллизации. В основе модели лежат эволюционные уравнения для плотностей мобильных дислокаций и дислокаций леса, плотности дислокаций различных типов играют роль внутренних переменных. Учет микроструктуры позволил построить простую математическую модель, которая содержит небольшое количество материальных параметров. Для реализации модели используется метод конечных элементов МКЭ (пакет ABAQUS), параметры модели были определены из одноосных испытаний. Результаты затем сравнивались с экспериментальными данными и продемонстрировали хорошее соответствие между экспериментом и прогнозом модели.

В работе Кубин и Эстрин [71] представлена математическая модель для описания неоднородного пластического течения. Локальная связь между напряжением и скоростью деформации задается функцией $F(\dot{\epsilon})$, которая может быть убывающей в определенном диапазоне скоростей деформации: $\sigma = h\epsilon + F(\dot{\epsilon})$, где h – представляет собой модуль упругости. Авторы связывают отрицательную скоростную чувствительность с динамическим деформационным старением и рассматривают изменение плотности подвижных дислокаций, плотности дислокаций леса и диффузионные процессы. Подвижные дислокации задерживаются на стопорах различной природы и дополнительно закрепляются атмосферами из примесных атомов.

Описать макроскопическое поведение материала при пластической деформации невозможно без записи уравнения пластического течения, которое устанавливает связь между деформирующим напряжением и скоростью деформации. Скорость макроскопического пластического течения зачастую связывают с микроскопическими величинами, которые характеризуют дислокационную подсистему деформируемого материала, соотношением Орована $\dot{\gamma} = \rho_m b v$, где $\dot{\gamma}$ – скорость сдвиговой деформации; b – модуль вектора Бюргерса; ρ_m – плотность мобильных дислокаций; v – средняя скорость их движения. Задача определения скорости пластического течения сводится к нахождению плотности подвижных дислокаций и средней скорости их движения. В настоящее время в литературе представлено большое число работ, посвященных экспериментальным и численным оценкам данных величин.

Переход от микроскопического описания неустойчивости пластического течения к макроскопическому с использованием уравнения Орована или соотношений, полученных на основе уравнения Орована, используется в моделях различных авторов [55, 59, 60].

В работе [55] предлагается стохастическая модель для теоретического описания динамического деформационного старения и эффекта Портевена–Ле Шателье. Скорость пластической деформации зависит от плотности мобильных дислокаций и задается уравнением Орована. Движение подвижных дислокаций в работе рассматривается как прыжки петель дислокаций. Дислокации в процессе термической активации за время ожидания и остановки на препятствиях приобретают зигзагообразную форму. Напряжение течения должно быть увеличено для преодоления дислокациями препятствия. Процесс старения в работе рассматривается как стохастический процесс, происходящий между членами статистического ан-

самбля, которыми являются отдельные дислокационные петли или двойные петли в случае, когда дислокации тормозятся дислокациями леса. Изменение дислокационной плотности в объеме, в котором наряду с процессом размножения дислокаций происходит их блокировка и аннигиляция, описывается нелинейными дифференциальными уравнениями.

В результате численных экспериментов на образцах из AlMg сплава были получены однородные и скачкообразные зависимости одноосного напряжения от продольной деформации в зависимости от приложенной скорости деформации. Кривые растяжения σ – ϵ с учетом ДДС были получены при неизменной структуре, т.е. плотность подвижных дислокаций и плотность дислокаций леса задавалась постоянной. Однако, несмотря на хорошее соответствие экспериментальных и расчетных данных для различных температур, для воспроизведения всей кривой напряжение-деформация необходимо вводить в рассмотрение изменение плотностей мобильных дислокаций и дислокаций леса.

Динамическая модель для описания эффекта Портевена–Ле Шателье предложена в [59]. В статье представлена модификация модели [71], которая позволяет воспроизводить наблюдаемые типы полос деформации, отрицательную чувствительность к скорости деформации, критическую деформацию, отделяющую монотонное поведение кривой напряжение-деформация от скачкообразного, а также описать влияние ДДС на сложные динамические процессы. Отличительной особенностью модели является формулировка отдельных эволюционных уравнений для плотностей дислокаций и скоростей дислокаций. Поле напряжений получают с помощью решения краевой задачи, рассматривается одноосное растяжение при постоянной скорости деформации, скорости пластической деформации вводятся через уравнение Орована.

В более поздней работе авторов [60] представлена модель, основанная на континуальной теории дислокаций. Поле упругих взаимодействий между дислокациями способно сгенерировать их коллективное поведение и самоорганизацию на локальных участках, например появление полос деформации. Средняя скорость дислокаций в плоскости скольжения описывается следующим соотношением:

$$v = v_0 \exp \frac{-\Delta G_0}{k\theta} \exp \left(\frac{V\sigma}{k\theta(1 + \sigma_c / \sigma_0)} \right),$$

где $v_0 = v_0 \sqrt{\rho_f}$ – «начальная» скорость дислокаций при $\sigma = 0$, определяемая из экспериментальных данных; $\Delta G_0, V, k, \theta$ – энтальпия, активационный объем, постоянная Больцмана и температура; σ – сдвиговое напряжение; σ_c – критическое напряжение для преодоления препятствий. Для определения изменения плотности и скорости дислокаций записаны феноменологические соотношения. Данная модель позволяет описать распространяющийся фронт пластического течения в однородном материале.

Авторы ряда работ для описания дислокационной динамики используют вязкопластические модели [35, 36, 37]. Общая плотность дислокаций представляется как сумма плотностей мобильных и иммобильных дислокаций, для описания взаимодействия дислокаций с облаками примесных атомов, образующих атмосферы Коттрелла, вводятся эволюционные уравнения для плотности барьеров.

Динамическая модель, представляющая собой модификацию модели [37] и ориентированная на описание эволюции полос деформации, рассмотрена в [48]. Механизм эффекта прерывистой текучести связывают с динамическим деформационным старением, обуслов-

ленным взаимодействием между подвижными дислокациями, временно остановившимися на препятствиях и диффундирующими атомами примеси, которые стремятся дополнительно закрепить дислокации. Модель основана на совокупности дифференциальных эволюционных уравнений для плотностей мобильных, лесовых и «захваченных» (облаками примесных атомов) дислокаций. Модель позволяет описать некоторые особенности эффекта ПЛШ, а именно возникновение эффекта в определенном диапазоне скоростей деформации и температур, возникновение отрицательной скоростной чувствительности.

В работе [35] авторы предлагают модель, основанную на совокупности эволюционных уравнений для плотностей мобильных, лесовых и «захваченных» (облаками примесных атомов) дислокаций. Эволюционные соотношения в виде дифференциальных уравнений в частных производных включают члены, отвечающие за генерацию мобильных дислокаций, их захват диффундирующими примесными атомами, аннигиляцию, переход иммобильных дислокаций в мобильные за счет термической и механической активации. Для анализа модели использованы методы нелинейной динамики; показано, что модель качественно описывает наличие отрицательной скоростной чувствительности (снижение напряжения течения при росте скорости деформации) в определенном диапазоне скоростей деформаций, образование известных типов полос скольжения (А, В и С).

Модель, содержащая эволюционные уравнения для плотности иммобильных дислокаций и концентрации примесных атомов, представлена в [77]. Напряжения течения полагаются равными сумме сопротивления от дальнедействующих барьеров дислокационной природы и составляющей, зависящей от температуры, скорости деформации и концентрации примесных атомов. Основным механизмом диффузии примесных атомов к дислокациям считается вакансионный, от концентрации вакансий зависит коэффициент диффузии примеси; получено соотношение для определения кинетики изменения концентрации вакансий. Для идентификации модели использованы результаты на сжатие до деформации 0,6 образцов из нержавеющей стали 316L при скоростях деформации $(5 \times 10^{-4} \div 10) \text{ с}^{-1}$ и температурах от комнатной до 1300 °С. Другая серия экспериментов, реализованных по более сложным программам нагружения, включающим выдержки при различных температурах и резкое изменение скорости деформации, была проведена для верификации модели. Результаты сопоставления теоретических и экспериментальных данных свидетельствуют об адекватности модели, за исключением описания влияния деформационного старения на поведение материала в интервале температур от 600 до 800 °С. Модель не позволяет адекватно описать начало динамического деформационного старения для данных температур.

В [95] рассматривается модель монокристалла, основанная на континуальной теории дислокаций мезоуровня и ориентированная на исследование прерывистой пластичности, реализующейся за счет образования полос скольжения. В качестве определяющего соотношения используется закон Гука в скоростной форме, градиент вектора скорости перемещений представляется суммой упругой и пластической составляющих. Пластическая составляющая градиента скорости перемещений учитывает как статистически накопленные дислокации (дислокации, хаотически распределенные в кристалле и не приводящие к дальнедействующим напряжениям), так и геометрически необходимые дислокации, называемые в работе «полярными дислокациями» (дислокации, образующие дислокационные субструктуры типа стенок и др., приводящие к разориентировкам частей кристалла и дальнедействующим полям напряжений). Трансляционная составляющая пластической составляющей градиента скорости перемещений устанавливается уравнением Орована, в котором скорость перемещений (ансамбля) дислокаций по системе скольжения опреде-

ляется экспоненциальной функцией эффективного напряжения. Эффективное напряжение на системе скольжения определяется разностью действующего касательного напряжения и трех составляющих сопротивления деформации: сопротивления решетки, барьеров дислокационной природы (дислокаций леса) и вклада от деформационного старения. Приведены эволюционные уравнения для плотностей мобильных дислокаций и дислокаций леса, а также феноменологические соотношения для характерного времени старения и концентрации атомов примеси.

Для реализации модели используется метод конечных элементов. Рассматривается одноосное растяжение монокристаллического образца размерами $2 \times 0,5 \times 12$ мм, аппроксимированного совокупностью $12 \times 6 \times 200$ шестигранных элементов; положение оси растяжения выбрано таким образом, что реализуется одиночный сдвиг. Получены и анализируются результаты расчетов для скоростей деформации в диапазоне $(3 \times 10^{-5} \div 6 \times 10^{-5}) \text{ с}^{-1}$. Показано, что при всех исследованных скоростях деформации описывается «зуб текучести», при скорости деформации $3 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ диаграмма σ – ϵ приобретает монотонный характер. Для остальных анализируемых скоростей деформации имеют место неоднородные по времени и пространству неупругие деформации (движущаяся полоса сдвига) и зубчатые диаграммы σ – ϵ . Детально анализируется влияние распределения примесных атомов и дислокаций на поля напряжений в окрестности полосы скольжения.

Результаты детальных экспериментальных исследований локализации деформаций в специально препарированных тонких бикристаллических образцах представлены в [87]. В процессе деформирования *in-situ* с помощью цифровых (оптической и инфракрасной) камер определялись перемещения случайно распределенных точек на поверхности образца (которые затем использовались для расчета деформаций) и локальные температуры. Эксперименты были ориентированы на идентификацию и верификацию разрабатываемой авторами модели. Последняя основана на МКЭ (пакет ABAQUS) и вязкопластической физической теории для расчета скоростей сдвига по системам скольжения; критические напряжения устанавливались с помощью дислокационной подмодели, описывающей анизотропное (деформационное и латентное) упрочнение и разупрочнение за счет динамического возврата. По скоростям сдвига и касательным напряжениям на СС рассчитывалась локальная мощность источников тепловыделения (диссипации). Сравнение экспериментальных и теоретических результатов свидетельствует об удовлетворительном соответствии по полям деформации, несколько хуже согласуются данные по тепловым источникам.

Исследованию прерывистой пластичности ГЦК-материалов (медь, медные сплавы, аустенитные нержавеющие стали) при криогенных (близких к 0 К) температурах посвящена статья [89]. Для указанных материалов установлено, что прерывистое течение имеет место при температурах ниже характерных значений (порядка 20–40 К), при которых происходит переход от движения винтовых к активизации краевых дислокаций. В качестве возможных механизмов прерывистой пластичности отмечают фазовые переходы, динамическое деформационное старение, прорыв барьеров Ломера–Коттрелла скоплениями дислокаций, основное внимание в работе уделено двум последним. Для описания прерывистой пластичности используется дислокационная модель, включающая эволюционные уравнения для плотностей дислокаций и барьеров Ломера–Коттрелла.

На основе связи между микропараметрами и макропеременными осуществляется переход от модели микроуровня непосредственно к (одномерной) модели макроуровня. Отдельный «зубец» прерывистой пластичности представляется четырьмя стадиями: 1) упругое деформирование, 2) пластическое монотонное деформирование, 3) резкое падение на-

пряжений, 4) релаксация напряжений за счет движения групп дислокаций. Для идентификации модели использованы данные по одноосному растяжению образцов из нержавеющей стали 316 при температуре жидкого гелия (4,2 К). Результаты численных расчетов обнаруживают удовлетворительное соответствие экспериментальным данным. Вплотную к рассмотренной примыкает работа [90], в которой особое внимание уделяется анализу многоосного деформирования.

Для описания деформационного старения в [38] использовалась микроскопическая модель, основанная на совокупности дифференциальных эволюционных уравнений для плотностей мобильных и иммобильных дислокаций, скорость сдвига определялась уравнением Орована. Результаты численного анализа сопоставляются с экспериментальными данными для образцов из пересыщенного твердого раствора закаленных сплавов системы Al–Mg–Si, подвергаемых одноосному растяжению в диапазоне температур от 25 до 235 °С и скоростях деформации от 10^{-4} до $5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Численная реализация была выполнена в ABAQUS с помощью метода конечных элементов.

Авторы проводили исследование влияния концентрации примеси, температуры, деформации и скорости деформации на характер деформационной кривой. Было установлено, что в зависимости от скорости деформации и температуры за возникновение ДДС могут быть ответственны два механизма. При низких температурах доминирующим является механизм остановки дислокаций на атомах растворенного вещества, а при высоких температурах – на выделениях вторичных фаз (осадков), которые образуются в процессе деформирования. Влияние ДДС становится более заметным при низких скоростях деформации для всех температур. Вклад в скорость пластического течения от остановки дислокаций атмосферами примесных атомов пропорционален концентрации атомов растворенного вещества вдоль линии дислокации. Вклад вторичных фаз в напряжение течения зависит от объемной доли осадков, среднего радиус атомов, критического радиуса включений, когда механизм перерезания твердых частиц изменяется на механизм переползания. Показано, что оба механизма, ответственные за проявление ДДС, приводят к отрицательной чувствительности скорости деформации. Начальное напряжение пластического течения возрастает с увеличением температуры деформации из-за наличия осадков в образцах, предварительно отожженных при температуре 520 °С в течение 2 часов. Предлагаемая модель позволила получить адекватные деформационные кривые, а также воспроизвести полосы локализованной деформации.

В статье [66] представлена конститутивная пластическая модель для описания поведения поликристаллических жаропрочных сплавов на основе никеля. В рассмотрение вводятся три масштабных уровня: макроуровень, соответствующий представительному объему поликристалла, мезоуровень (или уровень отдельного зерна) и уровень субзерен. С помощью модели исследуется монотонное нагружение.

Экспериментальные исследования показали, что на уровне субзерен важен учет таких механизмов, как микродвойникование, размножение, аннигиляция, скольжение дислокаций. Результаты моделирования на уровне субзерна, где вводятся плотности дислокаций, используются для определения конститутивных параметров для модели мезоуровня. На мезоуровне структура поликристаллического жаропрочного сплава на основе никеля моделируется с использованием дополнительной пластической подмодели с помощью метода конечных элементов. Результаты моделирования на каждом уровне сравниваются с экспериментальными данными.

Использование трехуровневой модели позволило описать субзеренную структуру поликристаллического материала. Существенным преимуществом этой модели является высокая эффективность, которая позволяет включать в рассмотрение микроструктуру поликристаллов, при одновременном снижении вычислительных затрат без значительной потери точности.

В статье [75] предложена новая континуальная дислокационная модель, которая включает в себя всестороннее рассмотрение упругих взаимодействий между дислокациями, а также описание непрерывного движения, размножения дислокаций и их аннигиляцию. Представлены формулировки эволюционных уравнений для плотностей дислокаций, которые описывают упругие взаимодействия между дислокациями, что стало возможным в результате обобщения описания упругих взаимодействий между участками дислокаций. Эффективность численной реализации достигается благодаря использованию упрощенных математических уравнений, которые содержат только элементарные функции.

В модели используется динамическая постановка, в которой плотности мобильных и иммобильных дислокаций не вводятся отдельно, проводится расчет всех действующих сил на дислокации каждого типа, а затем рассчитывается эволюция плотности дислокаций с помощью законов дислокационной динамики. Численная реализация была выполнена с помощью метода конечных объемов при использовании периодических граничных условий для модели идеального монокристалла алюминия. Построены кривые σ – ϵ для образцов различных размеров, показано, что предел прочности при растяжении возрастает с уменьшением размера образца, обнаружено, что образцы малых размеров демонстрируют зуб текучести. Результаты, полученные в модели, показали хорошее соответствие экспериментальным данным.

Заключение

Предлагается краткий обзор теоретических работ, основанных на физических теориях пластичности, посвященных описанию особенностей деформирования сплавов в температурно-скоростных диапазонах, в которых существенное влияние на поведение материалов оказывают диффузионные процессы. Особое внимание уделено описанию эффекта Портевена–Ле Шателье. В силу того что процессы неупругого деформирования и свойства поликристаллических материалов на макроуровне существенным образом определяются состоянием эволюционирующей мезо- и микроструктуры материала, в статье затронуты также некоторые работы, содержащие описание эволюции дислокационных субструктур, результаты исследования влияния на характеристики скачкообразной деформации микроструктуры сплавов и концентрации примесных атомов.

Основной задачей при исследовании эффекта ПЛШ, играющего отрицательную роль при обработке промышленных сплавов (ухудшает механические свойства изделий, увеличивает шероховатость поверхностей изделий, понижает усталостную прочность и коррозионную стойкость), является определение области существования неустойчивости с целью ее исключения из технологических режимов обработки изделий.

Математическое моделирование «тонкостей» процессов эволюции дислокационных субструктур и точечных дефектов, особенно во внутренних областях образцов, выступает зачастую единственной возможностью количественного анализа микроструктурных процессов, так как натуральный эксперимент сопряжен с огромными принципиальными сложностями и высокими затратами.

Анализ макрофеноменологических моделей, представляющих предмет предыдущей публикации [24], и моделей, основанных на физических теориях пластичности, позволяет рекомендовать многоуровневый подход на основе физических теорий пластичности в качестве наиболее предпочтительного для описания прерывистой деформации. Предсказательная способность моделей во многом зависит от задания исходных данных. На основе экспериментальных и теоретических работ, посвященных описанию процессов неупругого деформирования и свойствам поликристаллических материалов, были выделены наиболее значимые механизмы для описания неустойчивого пластического течения: взаимодействие дислокаций с барьерами дислокационной (Ломера–Коттрелла, иммобильные дислокации) и недислокационной природы (облака примесных атомов, твердых частиц, выделений вторичной фазы и т.д.).

В разрабатываемой авторами многоуровневой модели поликристаллических металлов планируется учет вышеупомянутых механизмов, верификация параметров модели будет осуществляться по имеющимся в литературе экспериментальным данным.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект №17-19-01292.

Библиографический список

1. Александров И.В., Чембарисова Р.Г. Кинетическая модель деформационного поведения нанокристаллических материалов // Вестник УГАТУ. Машиностроение. – 2007. – Т. 9, № 1. – С. 150–159.
2. Белл Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Ч.1. Малые деформации. – М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит, 1984. – 600 с.
3. Белл Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Ч.2. Конечные деформации. – М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит, 1984. – 432 с.
4. Экспериментальные высокоскоростные измерения скорости вершины и бокового роста полос в сплаве АМГ6 / М.Ф. Гасанов, С.А. Титов, А.Е. Золотов, О.В. Гребеньков // Вестн. Тамбов. гос. ун-та. – 2012. – Т. 17, Вып. 1. – С. 125–127.
5. Эффекты локализации деформации в композитах на основе Al с включениями Al₂O₃ / Е.Е. Дерюгин, В.Е. Панин, З. Шмаудер, И.В. Стороженко // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4, № 3. – С. 35–47.
6. Исследование локальных характеристик прерывистой текучести дисперсно-упрочненного алюминия как многоуровневой системы / Е.Е. Дерюгин, В.Е. Панин, З. Шмаудер, Б.И. Суворов // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9, № 5. – С. 27–32.
7. Механизмы эффекта подавления током полосообразования и прерывистой деформации / А.Е. Золотов, М.А. Желтов, А.А. Шибков, А.А. Денисов // Вестн. Тамбов. ун-та. Серия: Естественные и технические науки. – 2016. – Т. 21, Вып. 3. Физика. – С. 1008–1011. DOI: 10.20310/1810-0198-2016-21-3-1008-1011
8. Коновалов А.В., Смирнов А.В. Влияние динамического деформационного старения сплава АМГ6 на сопротивление деформации [Электронный ресурс] // Физико-химическая кинетика в газовой динамике. – 2011. – URL: <http://www.chemphys.edu.ru/pdf/2011-02-01-012.pdf>
9. Криштал М.М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор). Ч. I. Феноменология зуба текучести и прерывистой текучести // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7, № 5. – С. 5–29.
10. Кришталл М.М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор). Ч. II. Теоретические представления о механизмах неустойчивости пластической деформации // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7, № 5. – С. 31–45.

11. Лебедев С.В., Савич С.В. Параметры скачкообразной деформации сплава Al-3% Mg в интервале температур (210- 350) К // Весн. ХНУ. Серия «Физика». – 2010. – № 915. – Вып. 14. – С. 91–95.
12. Лебедин М.А., Дунин-Барковский Л.Р. Динамический механизм температурной зависимости эффекта Портевена–Ле Шателье // ФТТ.– 1998. – Т. 40, №3. – С. 487–492.
13. Лебедин М.А., Дунин-Барковский Л.Р., Лебедин Т.А. Статистический и мультифрактальный анализ коллективных дислокационных процессов в условиях эффекта Портевена–Ле Шателье // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4, № 2. – С. 13–19.
14. Малыгин Г.А. Динамическая модель взаимодействия дислокаций с атмосферами примесей (эффект Портевена–Ле Шателье) // Взаимодействие между дислокациями и атомами примесей и свойства металлов. – Тула: Изд-во ТулПИ. – 1974. – С. 64–71.
15. Малыгин Г.А. Аномальный эффект Портевена–Ле Шателье при сегрегации примесей внедрения и замещения на дислокациях // ФТТ. – 1992. – Т. 34, № 5. – С. 2356–2366.
16. Малыгин Г.А. Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов // Успехи физических наук. – 1999. – Т. 169, Вып. 9. – С. 979–1010. DOI: 10.3367/UFNr.0169.199909c.0979
17. Михлик Д.В., Шибков А.А. Полосы деформации и разрушение алюминий-магниевого сплава АМг6 // Изв. Туль. гос. ун-та. Естественные науки. – 2011. – Вып. 3. – С. 184–190.
18. Могучева А.А., Журавлева М.А. Влияние пластической деформации на свойства алюминий-магниевого сплава Al-Cu-Fe // Научное обозрение. – 2013. – № 2. – С. 121–123.
19. Нагорных С.Н., Сарафанов Г.Ф. Динамическая модель эффекта Портевена–Ле Шателье // Физ. основы прочности и пластичности / Нижегород. гос. пед. ин.-т. – Н. Новгород, 1991. – С. 74–84.
20. Петухов Б.В. Влияние динамического старения дислокаций на деформационное поведение примесных полупроводников // Физика и техника полупроводников. – 2002. – Т. 36. – Вып. 2. – С. 129–133.
21. Петухов Б.В. Об упрочнении кристаллов посредством иммобилизации дислокаций подвижными примесями // Кристаллография. – 2011. – Т. 56, № 1. – С. 65–71.
22. Петухов Б.В. Роль статического и динамического старения дислокаций в кинетике деформации легированных кристаллов // Физика твердого тела, – 2014. – Т. 56. – Вып. 6. – С. 1134–1140.
23. Смирнов А.С., Коновалов А.В., Муйземнек О.Ю. Моделирование сопротивления деформации металлломатричного алюминиевого композита 15 % SiC /Al при высоких температурах // Int. J. of applied and fundamental research. – 2014. – Vol. 11. – P. 22–25.
24. Трусов П.В., Чечулина Е.А. Прерывистая текучесть: физические механизмы, экспериментальные данные, макрофеноменологические модели // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2014. – № 3. – С. 186–232. DOI: 10.15593/perm.mech/2014.3.10
25. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые физические модели моно- и поликристаллов. Прямые модели // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14, № 5. – С. 5–30.
26. Чембарисова Р.Г., Александров И.В. Моделирование высокопрочных состояний в Al сплавах // Письма о материалах. – 2013. – Т. 3. – С. 159–162.
27. Подавление прерывистой деформации Портевена–Ле Шателье постоянным электрическим током в алюминий-магниево сплаве АМг5 / А.А. Шибков, А.А. Денисов, М.А. Желтов, А.Е. Золотов, М.Ф. Гасанов, С.С. Кочегаров // Физика твердого тела. – 2015. – Т. 57. – Вып. 2. – С. 228–236.
28. Шибков А.А., Золотов А.Е. Нелинейная динамика пространственно-временных структур макролокализованной деформации // Письма в ЖЭТФ. – 2009. – Т. 90. – Вып. 5. – С. 412–417.
29. Влияние геометрических концентраторов напряжения на подавление током прерывистой деформации алюминий-магниевого сплава АМг5 / А.А. Шибков, А.Е. Золотов, М.А. Желтов, А.А. Денисов, М.Ф. Гасанов, С.С. Кочегаров // Журнал технической физики. – 2016. – Т. 86. – Вып. 5. – С. 77–83.
30. Методика комплексного in situ исследования динамики и морфологии деформационных полос на поверхности металлических сплавов / А.А. Шибков, А.В. Шуклинов, М.А. Желтов, В.В. Скворцов, А.Е. Золотов, Д.В. Михлик // Вестник ТГУ. – 2010. – Т. 15. – Вып. 3. – С. 989–991.

31. Переход от устойчивой к скачкообразной деформации, вызванный изменением состава и структуры сплава Al-Mg / А.В. Шуклинов, Е.К. Денисов, Д.В. Михлик, А.Е. Золотов, М.А. Желтов, А.А. Шибков // Деформация и разрушение материалов. – 2008. – № 3. – С. 30–35.
32. Dynamic strain aging studied at the atomic scale / H. Aboulfadl, J. Deges, P. Choi, D. Raabe // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 86. – P. 34–42.
33. Alankar A., Field D.P., Zbib H.M. Explicit incorporation of cross-slip in a dislocation density-based crystal plasticity model // Philosophical Magazine. – 2012. – Vol. 92. – No. 24. – P. 3084–3100.
34. Strain hardening and dislocation avalanches in micrometer-sized dimensions / J. Alcalá, J. Ocenasek, K. Nowag, D. Esquer-de los Ojos, R. Ghisleni, J. Michler // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 91. – P. 255–266, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2015.02.027>
35. Ananthakrishna G. Negative strain rate sensitivity and the critical nature of type A bands in the Portevin–Le Chatelier effect // J. Computer-Aided Mater. Des. – 2007. – Vol. 14. – P. 5–14. DOI: 10.1007/s10820-007-9071-z
36. Ananthakrishna G., Bharathi M.S. Dynamical approach to the spatiotemporal aspects of the Portevin–Le Chatelier effect: Chaos, turbulence, and band propagation // Physical review. – 2004. – Vol. E 70. – P. 026111 1–15. DOI: 10.1103/PhysRevE.70.026111
37. Ananthakrishna G. Valsakumar M.C. Repeated yield drop phenomenon: a temporal dissipative structure // J. Phys. D: Appl. Phys. – 1982. – Vol. 15. – P. 171–175.
38. Anjabin N., Karimi Taheri A., Kim H.S. Simulation and experimental analyses of dynamic strain aging of a supersaturated age hardenable aluminum alloy // Materials Science and Engineering A. – 2013. – Vol. 585. – P. 165–173.
39. Arsenlis A., Parks D.M. Modeling the evolution of crystallographic dislocation density in crystal plasticity // J. Mech. Phys. Solids. – 2002. – Vol. 50. – P. 1979–2009.
40. Asaro R.J., Rice J.R. Strain localization in ductile single crystals // J. Mech. Phys. Solids. – 1977. – Vol. 25. – P. 309–338.
41. A stochastic crystal plasticity framework for deformation of micro-scale polycrystalline materials / H. Askari, M.R. Maughan, N. Abdolrahim, D. Sagapuram, D.F. Bahr, H.M. Zbib // Int. J. of Plasticity. – 2015. – Vol. 68. – P. 21–33.
42. A study of the hot and cold deformation of twin-roll cast magnesium alloy AZ31 / H. Askari, J. Young, D. Field, G. Kridli, D. Li, H. Zbib // Philosophical Magazine. – 2014. – Vol. 94. – No. 4 – P. 381–403, available at: <http://dx.doi.org/10.1080/14786435.2013.853884>
43. Austin R.A., McDowell D.L. A dislocation-based constitutive model for viscoplastic deformation of fcc metals at very high strain rates // Int. J. Plasticity. – 2011. – Vol. 27. – P. 1–24.
44. Austin R.A., McDowell D.L. Parameterization of a rate-dependent model of shock-induced plasticity for copper, nickel, and aluminum // Int. J. Plasticity. – 2012. – Vol. 32/33. – P. 134–154.
45. Balik J., Lukac P. Influence of solute mobility on dislocation motion II. Application of the basic model // Czech. J. Phys. B. – 1989. – Vol. 39. – Iss. 10. – P. 1138–1146. DOI: 10.1007/BF01605398
46. Balik J., Lukac P. On the kinetics of dynamic strain ageing // Kovove Mater. – 1998. – Vol. 36. – No. 1. – P. 3–9.
47. Béda P.B. The Portevin-Le Chatelier effect and dynamical systems // Periodica polytechnica. Mechanical Engineering. – 2007. – Vol. 51. – No. 2. – P. 55–58. DOI: 10.3311/pp.me.2007-2.02
48. Bharathi M.S., Rajesh S., Ananthakrishna G. A dynamical model for the Portevin–Le Chatelier bands // Scripta Materialia. – 2003. – Vol. 48. – P. 1355–1360. DOI: 10.1016/S1359-6462(02)00653-X
49. Bondár G., Böhlke T., Estrin Y. Three-dimensional continuum mechanical modeling of the Portevin–Le Chatelier effect // Proc. Appl. Math. Mech. – 2007. – Vol. 7. – P. 4060035–4060036. DOI: 10.1002/pamm.200700555
50. Brechet Y., Estrin Y. On the influence of precipitation on the Portevin-Le Chatelier effect // Acta metal. mater. – 1995. – Vol. 43, – No. 3. – P. 955–963.
51. Cheng J., Nemat-Nasser S., Guo W. A unified constitutive model for strain-rate and temperature dependent behavior of molybdenum // Mechanics of material. – 2001. – Vol. 33. – P. 603–616.

52. Cottrell A.H. A note on the Portevin–Le Chatelier effect // *Philosophical Magazine*. – 1953. Ser. 7. – Vol. 44. – Iss. 355. – P. 829–832.
53. Curtin W.A., Olmsted D.L., Hector L.G. A predictive mechanism for dynamic strain ageing in aluminium–magnesium alloys // *Nature materials*. – 2006. – Vol. 5. – P. 875–880.
54. Davoudi K.M., Nicola L., Vlassak J.J. Bauschinger effect in thin metal films: Discrete dislocation dynamics study // *J. Appl. Phys.* – 2014. – Vol. 115. – P. 013507 1–7. DOI: 10.1039/c3sm51617b
55. Draheim K.J., Schlipf J. Simulation of dynamic strain aging and the Portevin-Le Chatelier effect // *Computational Materials Science*. – 1996. – Vol. 5. – P. 67–74.
56. Estrin Y. Dislocation theory based constitutive modelling: foundations and applications // *J. Materials Processing Technology*. – 1998. – Vol. 80/81. – P. 33–39.
57. Estrin Y., Kubin L.P. Plastic instabilities: phenomenology and theory // *Materials Science and Engineering A*. – 1991. – Vol. 137. – P. 125–134.
58. Estrin Y., McCormick P. Modelling the transient flow behaviour of dynamic strain ageing materials // *Acta Metall. Mater.* – 1991. – Vol. 39. – No. 12. – P. 2977–2983.
59. Dynamic strain aging: A coupled dislocation-Solute dynamic model / C. Fressengeas, A. Beaudoin, M. Lebyodkin, L.P. Kubin, Y. Estrin // *Mat. Sci. and Eng.* – 2005. – Vol. 51. – P. 226–230.
60. Fressengeas C., Acharya A., Beaudoin A.J. Dislocation Mediated Continuum Plasticity: case studies on modeling scale-dependence, scale-invariance, and directionality of sharp yield point // *Springer-Science*. – 2011. – P. 277–309. DOI: 10.1007/978-1-4419-0643-4 8
61. Gremaud G. Dislocation-point defects interactions // *Materials Science Forum*. 1993. – Vol. 119/121. – P. 771–774. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.119-121.771
62. Gremaud G. Dislocation-point defects interactions // *Mechanical Spectroscopy, Materials Science Forum*. – 2001. – Vol. 366–368, Chapter 3.3. – P. 178–247.
63. Gremaud G. Overview on dislocation-point defect interaction: the brownian picture of dislocation motion // *Materials Science and Engineering A*. 2004. – Vol. 370. – P. 191–198.
64. Hähner P. On the physics of the Portevin-Le Chatelier effect part 1: The statistics of dynamic strain ageing // *Materials Science and Engineering A*. – 1996. – Vol. 207. – P. 208–215.
65. Plastic instabilities and dislocation densities during plastic deformation in Al–Mg alloys / Gy. Horvath, 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
66. Keshavarz S., Ghosh S. Hierarchical crystal plasticity FE model for nickel-based superalloys: Sub-grain microstructures to polycrystalline aggregates // *Int. J. of Solids and Structures*. 2015. – Vol. 55. – P. 17–31, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2014.03.037>
67. Kiely L. Review of new methods of modelling plasticity // *School of Engineering MSC. Thesis Academic*. 2013. – P. 262–274.
68. A crystallographic dislocation model for describing hardening of polycrystals during strain path changes. Application to low carbon steels / K. Kitayama, C.N. Tomé, E.F. Rauch, J.J. Gracio, F. Barlat // *Int. J. of Plasticity*. – 2013. – Vol. 46. – P. 54–69.
69. Kocks U.F., Mecking H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case // *Progress in Materials Science*. – 2003. – Vol. 48. – P. 171–273.
70. A finite element model for the Portevin–Le Chatelier effect based on polycrystal plasticity / S. Kok, A.J. Beaudoin, D.A. Tortorelli, M. Lebyodkin // *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.* – 2002. – Vol. 10. – P. 745–763.
71. Kubin L.P., Estrin Y. The Portevin Le Chatelier effect in deformation with constant stress rate // *Acta Metall.* – 1985. – Vol. 33. – P. 397–407.
72. Kubin L.P., Estrin Y. Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin-Le Châtelier effect // *Acta Metall. Mater.* – 1990. – Vol. 38. – No. 5. – P. 679–708.
73. Kuhlmann-Wilsdorf D. Theory of Workhardening 1934–1984 // *Metallurgical Transactions A*. – 1985. – Vol. 16A. – P. 2091–2107.

74. Statistical behaviour and strain localization patterns in the Portevin-Le Chatelier effect / M.A. Lebyodkin, Y. Brechet, Y. Estrin, L.P. Kubin // *Acta mater.* – 1996. – Vol. 44. – No. 11. – P. 4531–4541.
75. A new dislocation-density-function dynamics scheme for computational crystal plasticity by explicit consideration of dislocation elastic interactions / H.S. Leung, P.S.S. Leung, B. Cheng, A.H.W. Ngan // *Int. J. Plasticity.* – 2015. – Vol. 67. – P. 1–25.
76. Predicting plastic flow and irradiation hardening of iron single crystal with mechanism-based continuum dislocation dynamics / D. Li, H. Zbib, X. Sun, M. Khaleel // *Int. J. of Plasticity.* – 2014. – Vol. 52. – P. 3–17.
77. Lindgren L.-E., Domkin K., Hansson S. Dislocations, vacancies and solute diffusion in physical based plasticity model for AISI 316L // *Mechanics of Materials.* – 2008. – Vol. 40. – P. 907–919.
78. Effect of alloying elements and processing parameters on the Portevin–Le Chatelier effect of Al–Mg alloys / P.C. Ma, D. Zhang, L.-Z. Zhuang, J.-S. Zhang // *Int. J. Miner. Metall. Mater.* – 2015. – Vol. 22. – No. 2. – P. 175–183.
79. MacCormick P.G. The Portevin-Le Chatelier effect in an Al–Mg–Si alloy // *Acta Metall.* – 1971. – Vol. 19. – No. 5. – P. 463–471.
80. MacCormick P.G. Theory of flow localisation due to dynamic strain ageing // *Acta Metall.* – 1989. – Vol. 36. – P. 3061–3067.
81. Kinematics of Portevin-Le Chatelier bands in simple shear / P.Y. Manach, S. Thuillier, J.W. Yoon, J. Coer, H. Laurent // *Int. J. of Plasticity.* – 2014. – Vol. 54. – P. 1–39, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.02.005>
82. Numerical modelling of the Portevin-Le Chatelier effect / M. Mazière, J. Besson, S. Forest, B. Tanguy, H. Chalons, F. Vogel // *Eur. J. Comp. Mech.* – 2008. – Vol. 17(5/7). – P. 761–772. DOI: 10.3166/REM.N.17.761-772
83. Mesarovic S. Dj. Dynamic strain aging and plastic instabilities // *J. Mech. Phys. Solids.* – 1995. – Vol. 43. – No. 5. – P. 671–700.
84. Effect of Grain Refinement on Jerky Flow in an Al-Mg-Sc Alloy / A. Mogucheva, D. Yuzbekova, R. Kaibyshev, T. Lebedkina, M. Lebyodkin // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2016. – No. 5. – P. 14. DOI: 10.1007/s11661-016-3381-2
85. Penning P. Mathematics of the Portevin – Le Chatelier effect // *Acta Metallurgica.* – 1972. – Vol. 20. – P. 1169–1175.
86. Dislocation density distribution around an indent in single-crystalline nickel: Comparing nonlocal crystal plasticity finite-element predictions with experiments / C. Reuber, P. Eisenlohr, F. Roters, D. Raab // *Acta Materialia.* – 2014. – Vol. 71. – P. 333–348, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2014.03.012>
87. Experimental and numerical study of the thermo-mechanical behavior of Al bi-crystal in tension using full field measurements and micromechanical modeling / A. Saai, H. Louche, L. Tabourot, H.J. Chang // *Mechanics of Materials.* – 2010. – Vol. 42. – P. 275–292.
88. Schoeck G. The Portevin Le Chatelier effect. A kinetic theory // *Acta Metall.* – 1984. – Vol. 32. – No. 8. – P. 1229–1234.
89. Constitutive model of discontinuous plastic flow at cryogenic temperatures / B. Skoczeń, J. Bielski, S. Sgobba, D. Marcinek // *Int. J. Plasticity.* – 2010. – Vol. 26. – P. 1659–1679.
90. Skoczeń B., Bielski J., Tabin J. Multiaxial constitutive model of discontinuous plastic flow at cryogenic temperatures // *Int. J. Plasticity.* – 2014. – Vol. 55. – P. 98–118, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2013.09.04>
91. Smirnov A.S., Konovalov A.V., Muizemnek O.Yu. Modelling and simulation of strain resistance of alloys taking into account barrier effects // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures.* – 2015. – Iss. 1. – P. 61–72, available at: <http://dream-journal.org>
92. An ageing elasto-viscoplastic model for ceramics / J. Soulacroix, B. Michel, J.-M. Gatt, R. Kubler, L. Barrallier // *Int. J. of Plasticity.* – 2014. – Vol. 55. – P. 1–29.
93. 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 (3/4). – P. 67–78. DOI: 10.1515/jmbm-2015-0008

94. Tsuru T., Chrzan D.C. Effect of solute atoms on dislocation motion in Mg: An electronic structure perspective // Scientific reports. – 2015. – Vol. 5. – P. 1–8. DOI: 10.1038/srep08793
95. Varadhan S., Beaudoin A.J., Fressengeas C. Lattice incompatibility and strain-aging in single crystals // J. Mech. Phys. Solids. – 2009. – Vol. 57. – P. 1733–1748.
96. Yilmaz A. The Portevin–Le Chatelier effect: a review of experimental findings // Sci. Technol. Adv. Mater. – 2011. – Vol. 12. – P. 063001 1–16. DOI:10.1088/1468-6996/12/6/063001
97. Zbib H., Aifantis E. On the localization and postlocalization behavior of plastic deformation. III. On the structure and velocity of the Portevin - Le Chatelier bands// Res Mechanica. – 1988. – Vol. 23. – P. 293–305.
98. Zecevic M., Knezevic M. A dislocation density based elasto-plastic self-consistent model for the prediction of cyclic deformation: Application to AA6022-T4 // Int. J. of Plasticity. – 2015. – Vol. 72. – P. 200–217.
99. An elasto-plastic self-consistent model with hardening based on dislocation density, twinning and de-twinning: Application to strain path changes in HCP metals / M. Zecevic, M. Knezevic, I.J. Beyerlein, C.N. Tomé // Materials Science and Engineering A. – 2015. – Vol. 638. – P. 262–274.
100. Zhang F., Curtin W.A. Atomistically informed solute drag in Al–Mg // Model. Simul. Mater. Sci. Eng. – 2008. – Vol. 16. – P. 1–18.
101. 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, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.094>

References

1. Aleksandrov I.V., Chembarisova R.G. Kineticheskaya model' deformatsionnogo povedeniia nanokristallicheskiykh materialov [Kinetic model of the deformation behavior of nanocrystalline materials]. *Vestnik UGATU. Mashinostroyeniye*, 2007, vol. 9, no. 1, pp. 150–159.
2. 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.
3. Bell J.F. Eksperimental'nye osnovy mekhaniki deformiruemykh tverdykh tel. Ch.2. Konechnye deformatsii [The Experimental Foundations of Solid Mechanics. Part 2. Finite deformation]. Moscow: Nauka, 1984, 432 p.
4. Gasanov M.F., Titov S.A., Zolotov A.E., Greben'kov O.V. Eksperimental'nye vysokoskorostnye izmereniia skorosti vershiny i bokovogo rosta polos v splave AMg6 [Experimental high-speed measurements of speed of top and lateral growth of bands in Al-Mg6 alloy]. *Vestnik Tambov University*, 2012, vol. 17, no.1, pp. 125–127.
5. Deriugin E.E., Panin V.E., Shmauder Z., Storozhenko I.V. Effekty lokalizatsii deformatsii v kompozitakh na osnove Al s vklucheniiami Al₂O₃ [Effects of deformation localization in Al-based composites with inclusions Al₂O₃]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2001, vol. 4, no. 3, pp. 35–47.
6. Deriugin E.E., Panin V.E., Shmauder Z., Suvorov B.I. Issledovanie lokal'nykh kharakteristik preryvistoi tekuchesti dispersno-uprochnennogo aliuminiia kak mnogourovnevoi sistemy [Study of local characteristics of jerky flow for particle reinforced aluminum as a multilevel system]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2006, vol. 9, no. 5, pp. 27–32.
7. Zolotov A.E., Zheltov M.A., Shibkov A.A., Denisov A.A. Mekhanizmy efekta podavleniia tokom polosobrazovaniiai preryvistoi deformatsii [Mechanism of the current-induced suppression of the banding and serration deformation]. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya Estestvennye i tekhnicheskie nauki*, 2016, vol. 21, iss. 3, pp. 1008–1011. doi: 10.20310/1810-0198-2016-21-3-1008-1011
8. Kononov A.V., Smirnov A.S. Vliianie dinamicheskogo deformatsionnogo starenii splava AMg6 na soprotivlenie deformatsii [Effect of dynamic strain aging alloy AMg6 on the resistance strain]. *Fiziko-khimicheskaya kinetika v gazovoi dinamike*, 2011, vol. 12, pp. 1–6.
9. Krishtal M.M. Neustoichivost' i mezoskopicheskaya neodnorodnost' plasticheskoi deformatsii (analiticheskii obzor). Chast' I. Fenomenologiya zuba tekuchesti i preryvistoi tekuchesti [Instability and mesoscopic inhomogeneity of plastic deformation (analytical review). Part I. Phenomenology of the sharp yield point and discontinuous flow]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2004, vol. 7, no. 5, pp. 5–29.
10. Krishtal M.M. Neustoichivost' i mezoskopicheskaya neodnorodnost' plasticheskoi deformatsii (analiticheskii obzor). Chast' II. Teoreticheskie predstavleniia o mekhanizmax neustoichivosti plasticheskoi deformatsii [Instability and mesoscopic inhomogeneity of plastic deformation (analytical review). Part II.

Theoretical understanding of the mechanisms of instability plastic deformation]. *Fizicheskaiia mezomekhanika*, 2004, vol. 7, no. 5, pp. 31–45.

11. Lebedev S.V., Savich S.V. Parametry skachkoobraznoi deformatsii splava Al- 3% Mg v intervale temperatur (210- 350) K [Serrated deformation parameters of the Al- 3% Mg alloy in the temperature ranges (210-350) K]. *Vesnik KhNU. Seriya «Fizika»*, 2010, no. 915, iss. 14, pp. 91–95.

12. Lebedkin M.A., Dunin-Barkovskii L.R. Dinamicheskii mekhanizm temperaturnoi zavisimosti efekta Portevena–Le Shatel'e [Temperature dependence of the dynamics of Portevin – Le Châtelier effect]. *FTT*, 1998, vol. 40, no. 3, pp. 487–492.

13. Lebedkin M.A., Dunin-Barkovskii L.R., Lebedkina T.A. Statisticheskii i mul'tifraktal'nyi analiz kollektivnykh dislokatsionnykh protsessov v usloviakh efekta Portevena Le Shatel'e [Statistical and multifractal analysis of collective dislocation processes in the Portevin Le Châtelier effect]. *Fizicheskaiia mezomekhanika*, 2001, vol. 4, no. 2, pp. 13–19.

14. Malygin G.A. Dinamicheskaiia model' vzaimodeistviia dislokatsii s atmosferami primesei (effekt Portevena-Le Shatel'e) [Dynamic interaction of impurity atmospheres with moving dislocations during serrated flow]. *Vzaimodeistvie mezhdu dislokatsiiami i atomami primesei i svoistva metallov*, Tula: Izd-vo TulPI, 1974, pp. 64–71.

15. Malygin G.A. Anomal'nyi efekt Portvena – Le Shatel'e pri segregatsii primesei vnedreniia i zameshcheniia na dislokatsiiakh [The anomalous behavior of the Portevin Le Châtelier effect at dislocation-impurity deployment and substitution interactions]. *FTT*, 1992, vol. 34, no. 5, pp. 2356–2366.

16. Malygin G.A. Protsessy samoorganizatsii dislokatsii i plastichnost' kristallov [Dislocation self-organization processes and crystal plasticity]. *Uspekhi fizicheskikh nauk*, 1999, vol. 169, iss. 9, pp. 979–1010. DOI: 10.3367/UFNr.0169.199909c.0979

17. Mikhlik D.V., Shibkov A.A. Polosy deformatsii i razrushenie aliuminii-magnievogo splava AMg6 [Deformation bands and prediction of fracture of the aluminum-magnesium alloy AMg6]. *Izvestiia Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Estestvennye nauki*, 2011, iss. 3, pp. 184–190.

18. Mogucheva A.A., Zhuravleva M.A. Vliianie plasticheskoi deformatsii na svoistva aliuminiyevogo splava Al-Cu-Ce [The effect of plastic deformation on the properties of Al-Mg-Sc alloy]. *Nauchnoe obozrenie*, 2013, no. 2, pp. 121–123.

19. Nagornykh S.N., Sarafanov G.F. Dinamicheskaiia model' efekta Portevena-Le Shatel'e [Dynamic model of the effect Portevin Le Chatelier]. *Fiz. osnovy prochnosti i plastichnosti*, N. Novgorod: Nizhegor. gos. ped. in.-t., 1991, pp. 74–84.

20. Petukhov B.V. Vliianie dinamicheskogo stareniiia dislokatsii na deformatsionnoe povedenie primesnykh poluprovodnikov [Effect of dynamic aging of dislocations on the deformation behavior of extrinsic semiconductors]. *Fizika i tekhnika poluprovodnikov*, 2002, vol. 36, iss. 2, pp. 129–133.

21. Petukhov B.V. Ob uprochnenii kristallov posredstvom immobilizatsii dislokatsii podvizhnymi primesiami [Hardening of crystals caused by the dynamic aging of dislocations]. *Kristallografiia*, 2011, vol. 56, no. 1, pp. 65-71.

22. Petukhov B.V. Rol' staticheskogo i dinamicheskogo stareniiia dislokatsii v kinetike deformatsii legirovannykh kristallov [The effect of dynamic ageing of dislocations on deformation behavior of semiconductors with impurities]. *Fizika tverdogo tela*, 2014, vol. 56, iss. 6, pp. 1134–1140.

23. Smirnov A.S., Konovalov A.V., Muizemnek O.Iu. Modelirovanie soprotivleniia deformatsii metallomatrichnogo aliuminiyevogo kompozita 15 % SiC /Al pri vysokikh temperaturakh [Simulation of the strain resistance of a 15 % SiC/Al aluminum metal matrix composite at high temperatures]. *Int. J. of applied and fundamental research*, 2014, vol. 11, pp. 22-25.

24. Trusov P.V., Chechulina E.A. Serrated yielding: Physical mechanisms, experimental dates, macrophenomenological models. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2014, no.3, pp.186–232. DOI:10.15593/perm.mech/2014.3.10

25. Trusov P.V., Shveikin A.I. Mnogourovnevyie fizicheskie modeli mono- i polikristallov. Priamye modeli [Multilevel physical models of single and polycrystals. Direct models]. *Fizicheskaiia mezomekhanika*, 2011, vol. 14, no. 5, pp. 5–30.

26. Chembarisova R.G., Aleksandrov I.V. Modelirovanie vysokoprochnykh sostoianii v Al splavakh [Modeling of the high-duty states in Al alloys]. *Pis'ma o materialakh*, 2013, vol. 3, pp. 159–162.

27. Shibkov A.A., Denisov A.A., Zheltov M.A., Zolotov A.E., Gasanov M.F., Kochegarov S.S. Podavlenie preryvistoi deformatsii Portevena–Le Shatel'e postoiannym elektricheskim tokom v aliuminii-magnievom splave AMg5 [The current-induced suppression of the serration deformation Portevin-Le Chatelier in the aluminum-magnesium alloy AMg5] *Physics of solid state*, 2015, vol. 57, iss. 2, pp. 228–236.

28. Shibkov A.A., Zolotov A.E. Nelineinaia dinamika prostranstvenno-vremennykh struktur makrolokalizovannoi deformatsii [Nonlinear dynamics of the spatio-temporal pattern of a macroscopically localized deformation]. *Pis'ma v ZhETF*, 2009, vol. 90, iss. 5, pp. 412–417

29. Shibkov A.A., Zolotov A.E., Zheltov M.A., Denisov A.A., Gasanov M.F., Kochegarov S.S. Vliianie geometricheskikh kontsentratorov napriazheniia na podavlenie tokom preryvistoi deformatsii aliuminii-magnievogo splava AMg5 [Influence of geometric stress concentrators on the current-induced suppression of the serration deformation Portevin-Le Chatelier in the aluminum-magnesium alloy AMg5]. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki*, 2016, vol. 86, iss. 5, pp. 77–83.
30. Shibkov A.A., Shuklinov A.V., Zheltov M.A., Skvortsov V.V., Zolotov A.E., Mikhlik D.V. Metodika kompleksnogo in situ issledovaniia dinamiki i morfologii deformatsionnykh polos na poverkhnosti metallicheskih splavov [Method of complex in situ investigation of dynamics and morphology of deformation bands on the surface of metallic alloys]. *Vestnik Tambov University*, 2010, vol. 15, no. 3, pp. 989–991.
31. Shuklinov A.V., Denisov E.K., Mikhlik D.V., Zolotov A.E., Zheltov M.A., Shibkov A.A. Perekhod ot ustoychivoi k skachkoobraznoi deformatsii, vyzvannyi izmeneniem sostava i struktury splava AL-MG [From the stable state to the serrated deformation caused by the change of composition and structure of the Al-Mg alloy]. *Deformatsiia i razrushenie materialov*, 2008, no.3, pp. 30–35.
32. Aboufadel H., Deges J., Choi P., Raabe D. Dynamic strain aging studied at the atomic scale. *Acta Materialia*, 2015, vol. 86, pp. 34–42.
33. Alankar A., Field D.P., Zbib H.M. Explicit incorporation of cross-slip in a dislocation density-based crystal plasticity model. *Philosophical Magazine*, 2012, vol. 92, no.24, pp. 3084–3100.
34. Alcalá J., Ocenasek J., Nowag K., Esquer-de los Ojos D., Ghisleni R., Michler J. Strain hardening and dislocation avalanches in micrometer-sized dimensions. *Acta Materialia*, 2015, vol. 91, pp. 255–266, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2015.02.027>
35. Ananthakrishna G. Negative strain rate sensitivity and the critical nature of type A bands in the Portevin–Le Chatelier effect. *J. Computer-Aided Mater. Des.*, 2007, vol. 14, pp. 5–14. DOI: 10.1007/s10820-007-9071-z
36. Ananthakrishna G., Bharathi M.S. Dynamical approach to the spatiotemporal aspects of the Portevin–Le Chatelier effect: Chaos, turbulence, and band propagation. *Physical review*, 2004, vol. E 70, pp. 026111 1–15. DOI: 10.1103/PhysRevE.70.026111
37. Ananthakrishna G. Valsakumar M.C. Repeated yield drop phenomenon: a temporal dissipative structure. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 1982, vol. 15, pp. 171–175.
38. Anjabin N., Karimi Taheri A., Kim H.S. Simulation and experimental analyses of dynamic strain aging of a supersaturated age hardenable aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2013, vol. 585, pp. 165–173.
39. Arsenlis A., Parks D.M. Modeling the evolution of crystallographic dislocation density in crystal plasticity. *J. Mech. Phys. Solids*, 2002, vol. 50, pp. 1979–2009.
40. Asaro R.J., Rice J.R. Strain localization in ductile single crystals. *J. Mech. Phys. Solids*, 1977, vol. 25, pp.309–338.
41. Askari H., Maughan M.R., Abdolrahim N., Sagapuram D., Bahr D.F., Zbib H.M. A stochastic crystal plasticity framework for deformation of micro-scale polycrystalline materials. *Int. J. of Plasticity*, 2015, vol. 68, pp. 21–33.
42. Askari H., Young J., Field D., Kridli G., Li D., Zbib H. A study of the hot and cold deformation of twin-roll cast magnesium alloy AZ31. *Philosophical Magazine*, 2014, vol. 94, no. 4, pp. 381–403, available at: <http://dx.doi.org/10.1080/14786435.2013.853884>
43. Austin R.A., McDowell D.L. A dislocation-based constitutive model for viscoplastic deformation of fcc metals at very high strain rates. *Int. J. Plasticity*, 2011, vol. 27, pp. 1–24.
44. Austin R.A., McDowell D.L. Parameterization of a rate-dependent model of shock-induced plasticity for copper, nickel, and aluminum. *Int. J. Plasticity*, 2012, vol. 32/33, pp. 134–154.
45. Balik J., Lukac P. Influence of solute mobility on dislocation motion II. Application of the basic model. *Czech. J. Phys. B*, 1989, vol. 39, iss. 10, pp.1138–1146. doi: 10.1007/BF01605398
46. Balik J., Lukac P. On the kinetics of dynamic strain ageing. *Kovove Mater*, 1998, vol. 36, no. 1, pp. 3–9.
47. Béda P.B. The Portevin-Le Chatelier effect and dynamical systems. *Periodica polytechnica. Mechanical Engineering*, 2007, vol. 51, no.2, pp. 55–58. doi: 10.3311/pp.me.2007-2.02
48. Bharathi M.S., Rajesh S., Ananthakrishna G. A dynamical model for the Portevin–Le Chatelier bands. *Scripta Materialia*, 2003, vol. 48, pp. 1355–1360. doi: 10.1016/S1359-6462(02)00653-X
49. Bondár G., Böhlke T., Estrin Y. Three-dimensional continuum mechanical modeling of the Portevin–Le Chatelier effect. *Proc. Appl. Math. Mech.*, 2007, vol. 7, pp. 4060035–4060036. doi: 10.1002/pamm.200700555
50. Brechet Y., Estrin Y. On the influence of precipitation on the Portevin-Le Chatelier effect. *Acta metal. mater*, 1995, vol. 43, no. 3, pp. 955–963.
51. Cheng J., Nemat-Nasser S., Guo W. A unified constitutive model for strain-rate and temperature dependent behavior of molybdenum. *Mechanics of material*, 2001, vol. 33, pp. 603–616.
52. Cottrell A.H. A note on the Portevin–Le Chatelier effect. *Philosophical Magazine*, 1953, ser. 7, vol. 44, iss. 355, pp. 829–832.

53. Curtin W.A., Olmsted D.L., Hector L.G. A predictive mechanism for dynamic strain ageing in aluminium–magnesium alloys. *Nature materials*, 2006, vol. 5, pp. 875–880.
54. Davoudi K.M., Nicola L., Vlassak J.J. Bauschinger effect in thin metal films: Discrete dislocation dynamics study. *J. Appl. Phys.*, 2014, vol. 115, pp. 013507 1–7. doi:10.1039/c3sm51617b
55. Draheim K.J., Schlipf J. Simulation of dynamic strain aging and the Portevin-Le Chatelier effect. *Computational Materials Science*, 1996, vol. 5, pp. 67–74.
56. Estrin Y. Dislocation theory based constitutive modelling: foundations and applications. *J. Materials Processing Technology*, 1998, vol. 80/81, pp. 33–39.
57. Estrin Y., Kubin L.P. Plastic instabilities: phenomenology and theory. *Materials Science and Engineering A*, 1991, vol. 137, pp. 125–134.
58. Estrin Y., MacCormick P. Modelling the transient flow behaviour of dynamic strain ageing materials. *Acta Metall. Mater*, 1991, vol 39, no. 12, pp. 2977–2983.
59. Fressengeas C., Beaudoin A., Lebyodkin M., Kubin L.R., Estrin Y. Dynamic strain aging: A coupled dislocation-Solute dynamic model. *Mat. Sci. and Eng.*, 2005, vol. 51, pp. 226–230.
60. Fressengeas C., Acharya A., Beaudoin A.J. Dislocation Mediated Continuum Plasticity: case studies on modeling scale-dependence, scale-invariance, and directionality of sharp yield point. *Springer-Science*, 2011, pp. 277–309. doi: 10.1007/978-1-4419-0643-4 8
61. Gremaud G. Dislocation-point defects interactions. *Materials Science Forum*, 1993, vol. 119/121, pp. 771-774. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.119-121.771
62. Gremaud G. Dislocation-point defects interactions. *Mechanical Spectroscopy, Materials Science Forum*, 2001, vol. 366–368, chapter 3.3, pp. 178–247.
63. Gremaud G. Overview on dislocation-point defect interaction: the brownian picture of dislocation motion. *Materials Science and Engineering A*, 2004, vol. 370, pp. 191–198.
64. Hähner P. On the physics of the Portevin-Le Chatelier effect part 1: The statistics of dynamic strain ageing. *Materials Science and Engineering A*, 1996, vol. 207, pp. 208–215.
65. Horvath Gy., Chinh N.Q., Gubicza J., Lendvai J. Plastic instabilities and dislocation densities during plastic deformation in Al–Mg alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2007, vol. 445/446, pp. 186–192. DOI:10.1016/j.msea.2006.09.019
66. Keshavarz S., Ghosh S. Hierarchical crystal plasticity FE model for nickel-based superalloys: Sub-grain microstructures to polycrystalline aggregates. *Int. J. of Solids and Structures*, 2015, vol. 55, pp. 17–31, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2014.03.037>
67. Kiely L. Review of new methods of modelling plasticity. *School of Engineering MSC. Thesis Academic*, 2013, pp. 262–274.
68. Kitayama K., Tomé C.N., Rauch E.F., Gracio J.J., Barlat F. A crystallographic dislocation model for describing hardening of polycrystals during strain path changes. Application to low carbon steels. *Int. J. of Plasticity*, 2013, vol. 46, pp. 54–69.
69. Kocks U.F., Mecking H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case. *Progress in Materials Science*, 2003, vol. 48, pp. 171–273.
70. Kok S., Beaudoin A.J., Tortorelli D.A., Lebyodkin M. A finite element model for the Portevin–Le Chatelier effect based on polycrystal plasticity. *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, 2002, vol. 10, pp. 745–763.
71. Kubin L.P., Estrin Y. The Portevin Le Chatelier effect in deformation with constant stress rate. *Acta Metall*, 1985, vol. 33, pp. 397–407.
72. Kubin L.P., Estrin Y. Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin-Le Châtelier effect. *Acta Metall. Mater*, 1990, vol. 38, no. 5, pp. 679–708.
73. Kuhlmann-Wilsdorf D. Theory of Workhardening 1934-1984. *Metallurgical Transactions A*, 1985, vol. 16A, pp. 2091–2107.
74. Lebyodkin M.A, Brechet Y., Estrin Y., Kubin L.P. Statistical behaviour and strain localization patterns in the Portevin-Le Chatelier effect. *Acta mater*, 1996, vol. 44, no. 11, pp. 4531–4541.
75. Leung H.S., Leung P.S.S., Cheng B., Ngan A.H.W. A new dislocation-density-function dynamics scheme for computational crystal plasticity by explicit consideration of dislocation elastic interactions. *Int. J. Plasticity*, 2015, vol. 67, pp. 1–25.
76. Li D., Zbib H., Sun X., Khaleel M. Predicting plastic flow and irradiation hardening of iron single crystal with mechanism-based continuum dislocation dynamics. *Int. J. of Plasticity*, 2014, vol. 52, pp. 3–17.
77. Lindgren L.-E., Domkin K., Hansson S. Dislocations, vacancies and solute diffusion in physical based plasticity model for AISI 316L. *Mechanics of Materials*, 2008, vol. 40, pp. 907–919.
78. Ma P.S., Zhang D., Zhuang L.-Z., Zhang J.-S. Effect of alloying elements and processing parameters on the Portevin–Le Chatelier effect of Al–Mg alloys. *Int. J. Miner. Metall. Mater*, 2015, vol. 22, no. 2, pp. 175–183.

79. MacCormick P.G. The Portevin-Le Chatelier effect in an Al–Mg–Si alloy. *Acta Metall*, 1971, vol. 19, no. 5, pp. 463–471.
80. MacCormick P.G. Theory of flow localisation due to dynamic strain ageing. *Acta Metall*, 1989, vol. 36, pp. 3061–3067.
81. Manach P.Y., Thuillier S., Yoon J.W., Coer J., Laurent H. Kinematics of Portevin-Le Chatelier bands in simple shear. *Int. J. of Plasticity*, 2014, vol. 54, pp. 1–39, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.02.005>
82. Mazière M., Besson J., Forest S., Tanguy B., Chalons H., Vogel F. Numerical modelling of the Portevin-Le Chatelier effect. *Eur. J. Comp. Mech.*, 2008, vol. 17(5/7), pp. 761–772. doi: 10.3166/REMN.17.761-772
83. Mesarovic S. Dj. Dynamic strain aging and plastic instabilities. *J. Mech. Phys. Solids*, 1995, vol. 43, no. 5, pp. 671–700.
84. Mogucheva A., Yuzbekova D., Kaibyshev R., Lebedkina T., Lebyodkin M. Effect of Grain Refinement on Jerky Flow in an Al-Mg-Sc Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, no. 5, pp. 14. DOI: 10.1007/s11661-016-3381-2
85. Penning P. Mathematics of the Portevin – Le Chatelier effect. *Acta Metallurgica*, 1972, vol. 20, pp. 1169–1175.
86. Reuber C., Eisenlohr P., Roters F., Raab D. Dislocation density distribution around an indent in single-crystalline nickel: Comparing nonlocal crystal plasticity finite-element predictions with experiments. *Acta Materialia*, 2014, vol. 71, pp. 333–348, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2014.03.012>
87. Saai A., Louche H., Tabourot L., Chang H.J. Experimental and numerical study of the thermo-mechanical behavior of Al bi-crystal in tension using full field measurements and micromechanical modeling. *Mechanics of Materials*, 2010, vol. 42, pp. 275–292.
88. Schoeck G. The Portevin Le Chatelier effect. A kinetic theory. *Acta Metall*, 1984, vol. 32, no. 8, pp. 1229–1234.
89. Skoczzeń B., Bielski J., Sgobba S., Marcinek D. Constitutive model of discontinuous plastic flow at cryogenic temperatures. *Int. J. Plasticity*, 2010, vol. 26, pp. 1659–1679.
90. Skoczzeń B., Bielski J., Tabin J. Multiaxial constitutive model of discontinuous plastic flow at cryogenic temperatures. *Int. J. Plasticity*, 2014, vol. 55, pp. 98–118, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2013.09.04>
91. Smirnov A.S., Konovalov A.V., Muizemnek O.Yu. Modelling and simulation of strain resistance of alloys taking into account barrier effects. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 1, pp. 61–72, available at: <http://dream-journal.org>
92. Soulacroix J., Michel B., Gatt J.-M., Kubler R., Barrallier L. An ageing elasto-viscoplastic model for ceramics. *Int. J. of Plasticity*, 2014, vol. 55, pp. 1–29.
93. 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 (3/4), pp. 67–78. doi: 10.1515/jmbm-2015-0008
94. Tsuru T., Chrzan D.C. Effect of solute atoms on dislocation motion in Mg: An electronic structure perspective. *Scientific reports*, 2015, vol. 5, pp. 1–8. doi: 10.1038/srep08793
95. Varadhan S., Beaudoin A.J., Fressengeas C. Lattice incompatibility and strain-aging in single crystals. *J. Mech. Phys. Solids*, 2009, vol. 57, pp. 1733–1748.
96. Yilmaz A. The Portevin–Le Chatelier effect: a review of experimental findings. *Sci. Technol. Adv. Mater*, 2011, vol. 12, pp. 063001 1–16. DOI:10.1088/1468-6996/12/6/063001
97. Zbib H., Aifantis E. On the localization and postlocalization behavior of plastic deformation. III. On the structure and velocity of the Portevin - Le Chatelier bands. *Res Mechanica*, 1988, vol. 23, pp. 293–305.
98. Zecevic M., Knezevic M. A dislocation density based elasto-plastic self-consistent model for the prediction of cyclic deformation: Application to AA6022-T4. *Int. J. of Plasticity*, 2015, vol. 72, pp. 200–217.
99. Zecevic M., Knezevic M., Beyerlein I.J., Tomé C.N. An elasto-plastic self-consistent model with hardening based on dislocation density, twinning and de-twinning: Application to strain path changes in HCP metals. *Materials Science and Engineering A*, 2015, vol. 638, pp. 262–274.
100. Zhang F., Curtin W.A. Atomistically informed solute drag in Al–Mg. *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, 2008, vol. 16, pp. 1–18.
101. 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. *Materials Science and Engineering A*, 2015, vol. 639, pp. 37–41, available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.094>